

回転数を高くすると、これと逆に硬度を上げ回転数を低くする場合とを比較すると後者の方が寿命は長いが処理時間は長くかかる。純鉄ショット Fe 17, アルミニウムショット Al 14 の寿命は極めて長いがピーニング強度は低く他のショットと比較することはできない。しかしながら Rc 25~65 のショットによるピーニングの効果に差はないという実験⁹⁾もあり、ショットの寿命を同一ピーニング強度の下で比較することにどれほどの意義があるかは疑問である。

V. 総括

以上ショットの直径、衝突速度、硬度などが寿命におよぼす影響について述べたものであるがこれを要約すると、一般にショットの直径、衝突速度、硬度が高い場合は低い場合に比して寿命は短いがピーニング強度は高く出すことができ、同一ピーニング強度の下で比較するとカットワイヤー、鋳鋼、鋳鉄の順となる。鋳鉄でも内部にブローホールのあるものは非常に悪い。

純鉄およびアルミニウムショットの寿命は極めて長いですが、ピーニング強度が弱く、いかなる場合に使用できる

かは別に考慮を要する。

熱処理を施した軟質ショットはピーニング強度、仕事の量まで考慮に入れるとショットの寿命は却つて短くなるが、被加工物の表面を傷めず、また処理時間も回転数が高いため短くて済むという利点がある。

終りに臨み本実験に対して研究費の一部を補助された通産省当局に対し深甚の謝意を表する。

(昭和 30 年 1 月寄稿)

文 献

- 1) J. C. Straub: Am. Soc. Tool Eng., (1946)
- 2) D. A. Cargill: Iron Age, 165 (1950), 14, 95
- 3) L. J. Wieschhaus: Iron Age, 165 (1950), 5, 82
- 4) Metal Progress, 62 (1952), 1, 17
- 5) Foundry, 81 (1953), 12, 189
- 6) American Wheelabrator & Equipment Corp: Shot Peening, (1951), 50~52
- 7) SAE: Handbook (1952), 172~175
- 8) E. P. Zimmerli: Metal Progress, 61 (1952), 6, 104

鋼の遷移温度に及ぼす C, As, Cu, Sn の影響†

沢村 宏*・盛 利 貞**・藤田 清比古***

EFFECT OF CARBON, ARSENIC, COPPER AND TIN ON TRANSITION TEMPERATURE OF STEEL

Hiroshi Sawamura, Dr. Eng., Tcshisada Mori, Dr. Eng., and Kiyohiko Fujita

Synopsis:

This paper gave results of U-notch Charpy tests which were carried out at several temperatures ranging from -80° to 400°C for the purpose of determining the effect of arsenic, copper, tin and molybdenum on the transition temperature of dead soft steel and also determining the effect of carbon and arsenic on the transition temperature of carbon steels. The results obtained were as follows:

- 1) Carbon raised the fracture transition temperature of steel but in case of U-notch Charpy test it did not raise the ductility transition temperature such as that which was defined by 15 ft-lb energy.
- 2) Arsenic raised the transition temperature of steel, but arsenic less than 0.1% did not change the transition temperature of steel even when it was contained alone in steel or together with copper and tin.
- 3) Copper less than 0.35% does not change the transition temperature of dead soft steel when it is contained alone in steel or together with tin and arsenic.

† 昭和 29 年 10 月本会講演大会にて発表

* 京都大学教授 ** 京都大学助教授 *** 京都大学助手

4) Tin less than 0.1% did not change the transition temperature of dead soft steel when it was contained alone in steel or together with copper and arsenic.

5) Nitrogen in the form of aluminum-nitride, lowered the transition temperature and the nitrogen not in the form of this compound seemed to raise the transition temperature of steel.

6) The effect of molybdenum on the transition temperature of dead soft steel could not be determined because the results of the experiments were at variance.

I. 結 言

極軟鋼が As, Cu, Sn, Mo 等を含有する場合に常温より 900°C の間におけるシャルピー衝撃値を求めた極軟鋼の加工性におよぼすこれらの元素の許含有量を推定しさらにまた C がそれぞれ 0.05, 0.25, 0.55, 0.85% の 4 種類の炭素鋼が As を含有する場合についても同様の実験を行い、その結果は既に発表した²⁾ とおりである。これらの実験結果を検討すると常温附近で衝撃値の低下する試料があり遷移温度を測定する必要があることを示しているので今回はこれらの試料について焼鈍状態における遷移温度を求めた。焼鈍状態にある鋼材の遷移温度におよぼす各種元素の影響については J. A. Rinebolt and W. J. Harris Jr.³⁾ が系統的な実験を行っているが As, Sn については研究されていない。そ

こで著者等は鋼の遷移温度におよぼす As, Cu, Sn の影響を単独の場合および共存する場合について研究し、また同時に C の影響や一部の試料については Al, N, O 等の影響についても検討した。

II. 試 料 の 準 備

前報^{1,2)}に述べた高周波炉熔製試料を用いた。その化学成分は前報¹⁾の Table 2 および前々報²⁾の Table 1 に示したとおりであるが、その後に行つた分析値を追加して Table 1 に示した。

試料の熱処理は前の 2 報とやや異なり鉛浴中にて Table 2 に示す所定温度に加熱し同温度に 1h 保持した後徐冷し約 600°C 以下を空冷したものと室温迄徐冷し 370°C に再加熱し鉛浴が溶融すれば試料を取出し空冷したものと 2 種類がある。

Table 1. Chemical composition.

Specimens	%	C	Si	Mn	P	S	As	Cu	Sn	Mo	Ni	Cr	ΣAl	ΣO	ΣN
A 0		0.06	0.25	0.42	0.006	0.028	0.018	0.025	—	—	—	—	0.017	0.0075	—
A 1		0.05	0.25	0.40	0.006	0.027	0.35	0.025	—	—	—	—	0.028	—	—
A 2		0.06	0.25	0.41	0.008	0.027	0.61	0.023	—	—	—	—	0.024	—	—
A 3		0.06	0.23	0.38	0.008	0.025	0.85	0.022	—	—	—	—	0.058	—	—
A 4		0.06	0.21	0.37	0.008	0.026	1.07	0.040	—	—	—	—	0.015	—	—
B 0		0.28	0.04	0.25	0.029	0.021	0.011	0.036	—	—	—	—	—	0.0047	—
B 2		0.26	0.06	0.25	0.028	0.022	0.59	0.018	—	—	—	—	—	—	—
B 3		0.24	0.04	0.26	0.029	0.020	0.79	0.024	—	—	—	—	—	—	—
B 4		0.23	0.05	0.25	0.032	0.022	1.01	0.022	—	—	—	—	—	—	—
D 0		0.57	0.26	0.37	0.028	0.020	0.018	0.018	—	—	—	—	—	0.0039	—
D 1		0.56	0.23	0.39	0.028	0.022	0.34	0.017	—	—	—	—	—	—	—
D 2		0.59	0.22	0.38	0.026	0.018	0.54	0.015	—	—	—	—	—	—	—
D 3		0.54	0.21	0.38	0.028	0.018	0.87	0.018	—	—	—	—	—	—	—
D 4		0.55	0.23	0.38	0.029	0.017	1.04	0.020	—	—	—	—	—	—	—
E 0		0.85	0.30	0.43	0.024	0.015	0.014	0.014	—	—	—	—	—	0.0036	—
E 1		0.84	0.25	0.43	0.024	0.017	0.34	0.014	—	—	—	—	—	—	—
E 2		0.85	0.26	0.43	0.025	0.014	0.54	0.014	—	—	—	—	—	—	—
E 3		0.85	0.27	0.42	0.025	0.015	0.80	0.015	—	—	—	—	—	—	—
E 4		0.83	0.27	0.43	0.025	0.015	0.98	0.015	—	—	—	—	—	—	—
F 0		0.04	0.23	0.40	0.008	0.017	0.002	0.07	tr.	tr.	0.03	0.08	0.017	0.0073	0.0189
F 1		0.04	0.21	0.40	0.008	0.016	0.004	0.18	tr.	tr.	0.03	0.08	0.040	—	—
F 2		0.03	0.21	0.40	0.008	0.017	0.004	0.18	0.06	tr.	0.04	0.08	0.055	—	—
F 3		0.04	0.19	0.41	0.012	0.014	0.11	0.18	0.05	tr.	0.03	0.08	0.051	0.0062	—
F 4		0.04	0.19	0.40	0.011	0.015	0.25	0.18	0.06	tr.	0.03	0.08	0.041	—	—
F 5		0.04	0.21	0.38	0.013	0.017	0.43	0.17	0.05	tr.	0.03	0.08	0.060	—	—
F 6		0.05	0.23	0.37	0.012	0.014	0.44	0.19	0.04	0.26	0.03	0.08	0.019	—	—

焼鈍後 JIS B 7703 3 号試験片の規定するシャルピ
ー衝撃試験片に機械加工した。遷移温度を求める場合は
一般に V ノッチとするものが常道であるが前報¹⁾²⁾に示
した高温衝撃値と比較するために U ノッチを採用した。

III. 試験方法

衝撃試験温度が 100°C 以上の場合は前報に述べたニ
クロム電気炉で試験片を加熱し、100~25°C の間は湯煎
により、25~0°C の間は室温とし、0°C は氷と水により

また 0~-80°C の間はメチルアルコールに適量のドラ
イアイス投入しこの液中で試験片を冷却した。加熱炉
または冷却槽から試験片を取り出し衝撃を与える迄に要す
る時間はほとんどすべて 5sec であつたがこの間におけ
る試験片の温度変化は前報²⁾と同様にして補正した。

IV. 試験結果及び考察

遷移温度には種々の定義があり、ただ1つの決定的な
温度があるわけではないことは衆知のとおりである。例

Table 1. Continued

% Specimens	C	Si	Mn	P	S	As	Cu	Sn	Mo	Ni	Cr	ΣAl	ΣO	ΣN
G 0	0.04	0.18	0.43	0.008	0.014	0.008	0.07	tr.	tr.	0.03	0.07	0.017	0.0066	—
G 1	0.04	0.23	0.46	0.009	0.017	0.007	0.07	0.14	tr.	0.03	0.08	0.036	—	—
G 2	0.04	0.21	0.43	0.009	0.016	0.007	0.15	0.15	tr.	0.03	0.08	0.030	—	—
G 3	0.03	0.20	0.44	0.011	0.016	0.11	0.17	0.10	tr.	0.02	0.07	0.028	0.0055	—
G 4	0.03	0.18	0.41	0.011	0.017	0.26	0.19	0.11	tr.	0.03	0.09	0.028	—	—
G 5	0.03	0.17	0.39	0.012	0.016	0.43	0.17	0.09	tr.	0.02	0.07	0.047	—	—
G 6	0.03	0.15	0.34	0.013	0.016	0.42	0.18	0.11	0.31	0.03	0.08	0.037	—	—
H 0	0.03	0.17	0.33	0.008	0.017	0.005	0.07	tr.	tr.	0.01	0.06	0.008	0.0115	0.0173
H 1	0.03	0.16	0.39	0.009	0.015	0.007	0.35	tr.	tr.	0.03	0.08	0.023	—	—
H 2	0.04	0.17	0.38	0.011	0.017	0.005	0.34	0.14	tr.	0.03	0.07	0.038	—	—
H 3	0.03	0.18	0.35	0.011	0.014	0.10	0.33	0.11	tr.	0.03	0.07	0.022	0.0036	—
H 4	0.03	0.18	0.36	0.010	0.015	0.26	0.37	0.11	tr.	0.02	0.07	0.020	—	—
H 5	0.03	0.18	0.30	0.011	0.015	0.43	0.34	0.10	tr.	0.03	0.08	0.024	—	0.0155
H 6	0.03	0.15	0.27	0.012	0.016	0.45	0.33	0.08	0.28	0.03	0.07	0.015	—	—
J 0	0.04	0.21	0.35	0.009	0.016	0.007	0.07	tr.	tr.	0.03	0.07	0.009	0.0145	—
J 1	0.04	0.23	0.39	0.011	0.016	0.005	0.07	0.05	tr.	0.03	0.07	0.045	—	—
J 2	0.04	0.23	0.39	0.010	0.015	0.007	0.35	0.04	tr.	0.03	0.07	0.045	—	—
J 3	0.04	0.21	0.39	0.011	0.017	0.11	0.36	0.06	tr.	0.03	0.07	0.041	0.0087	—
J 4	0.04	0.21	0.37	0.011	0.016	0.26	0.34	0.06	tr.	0.03	0.07	0.038	—	—
J 5	0.04	0.21	0.35	0.012	0.016	0.46	0.35	0.05	tr.	0.04	0.08	0.048	—	—
J 6	0.04	0.18	0.31	0.012	0.014	0.46	0.35	0.05	0.30	0.02	0.07	0.020	—	—

Note. —: not determined.

Table 2. Annealing temperature

Speci- mens	Annealing temp. °C	Speci- mens	Annealing temp. °C	Speci- mens	Annealing temp. °C	Speci- mens	Annealing temp. °C
A 0	920±0	D 0	795±0	F 0	916±2	H 0	918±0
A 1	920±0	D 1	795±0	F 1	916±2	H 1	921±0
A 2	918±0	D 2	810	F 2	920±0	H 2	923±5
A 3	918±0	D 3	822±0	F 3	922±2	H 3	918±2
A 4	918±0	D 4	830±1	F 4	921±0	H 4	919±1
				F 5	918±2	H 5	919±2
				F 6	923±5	H 6	920±0
B 0	865±2	E 0	763±1	G 0	922±2	J 0	918±0
B 2	895±1	E 1	763±1	G 1	919±1	J 1	920±3
B 3	915±2	E 2	765	G 2	918±0	J 2	920±0
B 4	930	E 3	770±0	G 3	920±3	J 3	918±0
		E 4	770±0	G 4	920±0	J 4	919±2
				G 5	920±0	J 5	918±0
				G 6	918±0	J 6	919±1

えば次に示す定義は遷移温度と考えて差支えない。

- (1) 完全に靱性を有する場合の衝撃値が低下しはじめる温度
- (2) 衝撃値が完全に靱性を有する場合の値の丁度 1/2 となる温度
- (3) 衝撃値が特定の値 (例えば 15ft-lb, 25ft-lb) に達するその温度
- (4) 脆化破面がはじめて現われる温度
- (5) 脆化破面が破断面の 50% を占める温度。

Rinebolt 等³⁾によると V ノッチシャルピー衝撃試験では (2) ないし (5) のいずれの定義に従っても遷移温度はすべて類似した傾向を示し特に異なつた結論を得ることはないと報告しているが R. D. Stout and L. J. McGeady⁴⁾ によると鋼の遷移温度は 2 種類に大別することができその 1 つは亀裂の生成に関するものであり他の 1 つは生成した亀裂をさらに伝播せしめる傾向に関するものである。しかも前者の示す遷移温度は必ずしも後者の示すそれと関連性があるわけではない。その証拠として亀裂の生成に関連する遷移温度は明らかに試験片の形状の影響を受けることが大であるが亀裂を伝播せしめる傾向に関連する遷移温度は試験片の形状にはほとんど関係のないことを示した。R. W. Vanderbeck and M. Gensamer⁵⁾ はこの概念をさらに発展せしめて 2 種類の遷移温度の存在を確認している。これがすなわち、fracture transition と ductility transition であるが前者は靱性破面から脆性破面に移行する温度範囲であればそのいずれの温度を採用しても差支えない。なおまたこの遷移温度においては試験片の吸収エネルギーが急激に低下するのが認められる。次に後者 ductility transition は試験片の吸収エネルギーが突然極めて低値になる遷移温度であつてもその温度は前者よりも低温でありまたこの温度において破断した試験片は全く塑性変形を示さない。

前記の遷移温度の定義 (1), (2), (4), (5) は fracture transition に相当するものであり定義 (3) は ductility transition に相当するものであるから必ずしもこれらが同一の傾向を示すとは限らないのであつて工業的な実用上の観点に立つと 15ft-lb のごとき小なる衝撃値となる温度が重要であるが理論的な対称としてはこのような一定値には意義が少い。遷移温度を求める場合は V ノッチの方が測定値のパラッキが小となり U ノッチより一般的なのであるが著者等は前述の理由によつて特に U ノッチを採用したため諸家の研究結果とその絶対値を比較することはできないのであるが得られた結果を

検討すると以下に述べるとおり必ずしも Rinebolt 等の主張するとおりにはならないので遷移温度としては前述の定義 (1), (2), (3) の 3 種類に従つてそれぞれの温度を求め含有元素の影響を判定した。

試験温度は $-80 \sim +100$ (又は $+400$) $^{\circ}\text{C}$ の間であるが衝撃値—温度曲線を示すと Fig. 1 (省略) のとおりである。Fig. 1 において ●, ○印は 600°C 以下を空冷した試料で ■, □印は徐冷後 370°C に再加熱し空冷した試料である。従つて析出硬化を起す可能性は前者が幾分大であると考えられるのであるが概して前者の衝撃値は後者のそれと同等或いはやや小となつている。なお Fig. 1 において ●, ■印は 2 つに破断した試料, ○および □は単に折れ曲つた丈の試料を示し図中の数字は同一の衝撃値を与えた試験片の個数を表わしている。

(1) C の影響: Fig. 1 A0, B0, D0, E0 より Fig. 2 が得られる。低炭素鋼の常温附近における衝撃極大値は甚だ大きく 30 kg-m/cm^2 以上を示すのであるが遷移温度においては急激に衝撃値が低下する。C 含有量が増加するとこの衝撃極大値は次第に低下した遷移温度区域における衝撃値の低下は漸次緩漫となる。著者等の実験結果によると 15ft-lb の遷移温度は C 量が増加しても上昇せず、すなわち C の影響を受けないようである*, また定義 (1) による遷移温度は C 量にはほぼ比例し

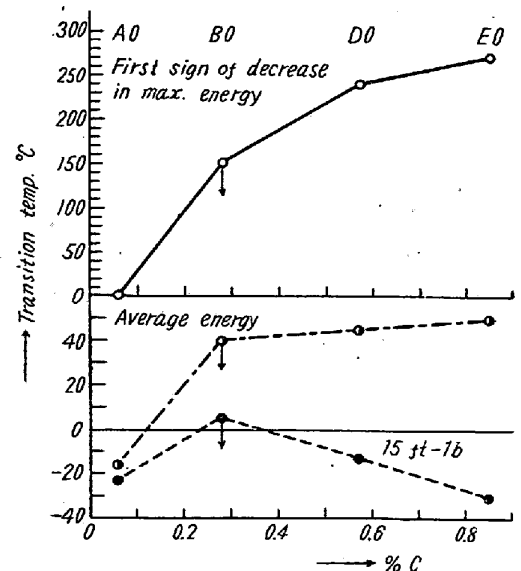


Fig. 2. Effect of carbon on the transition temperature of plain carbon steel.

て上昇している。C による遷移温度の上昇は低炭素鋼の場合はフェライト粒界に生成したカーバイドがその原因

* B0 の遷移温度が異常に高いのはその他の試料と比較して脱酸が不十分であつたためである。

であることは既に前報においても述べたが菊池博士⁶⁾は焼鈍脆性の原因として報告され、また N.P. Allen, W. P. Rees, B. E. Hopkins and H. R. Tipler⁷⁾ 等もこれを認めている。また Allen 等はパーライト周辺にもカーバイドのフィルムを生じてこれが脆性の原因となると述べている。C含有量が増大すると当然パーライトを生成するがパーライトの形状も遷移温度に影響しソルバイト状パーライトは層状パーライトよりも遷移温度が低いことは前報¹⁾にも述べたが W. P. Rees, B. E. Hopkins and H. R. Tipler⁸⁾ や Rinebolt 等⁹⁾ も認めておりまたパーライトの面積増加も遷移温度上昇の原因⁹⁾とされている。Fig. 2 において定義 (1) による場合は遷移温度はほぼC量に比例して上昇している。従つて fracture transition の上昇は恐らくパーライトの面積増加がその主なる原因であると思われる。定義 (2) によつてもこの傾向が認められるが定義 (3) の場合は前述のごとく C の影響を受けない。すなわち炭素鋼の ductility transition はUノッチの場合はC量に影響されないと考えられる。

(2) As の影響: Fig. 3 および 4 に示すとおりでどの定義に従つてもほぼ同様な傾向を示すが概して定義 (1), (2) すなわち fracture transition の方が As の影響が顕著である。Fig. 3 は C 量の異なる炭素鋼に As が添加された場合であるが As は遷移温度を上昇せしめる*。Fig. 4 は As が Cu, Sn と共存する場合の As 量の増加による極軟鋼の遷移温度の上昇を示しているが As 単独の場合においてもまた Cu, Sn と共存する場合においても As が 0.1% 以下であれば As による遷移温度の上昇はほとんど認められないようである。As が単独に含有される場合と Cu, Sn と共存する場合との遷移温度の絶対値を比較すると同一の As 量に対し前者が全般的に高値を示しているがこれは A 系列の試料が F, G, H, J の 4 系列の試料に比較してフェライト粒度がやや大であつた**からであろう。Cu, Sn が同時に含有されたために粒度が小となり従つて遷移温度の低下を来したものであるかどうかは更に研究を要する点であるが、この実験結果によると Cu, Sn が同時に含有される場合の方が遷移温度は低くなつている。

15ft-lb の遷移温度について As によるその上昇率を

* E2 (As 0.54%) の定義 (2) による遷移温度が E 系列の他の試料に比較して低くなつてはいるがこれは、600°C 以下を空冷した試料のみによつたためである。B0 については脚註 (前出) を参照のこと。

** 前報¹⁾参照のこと。

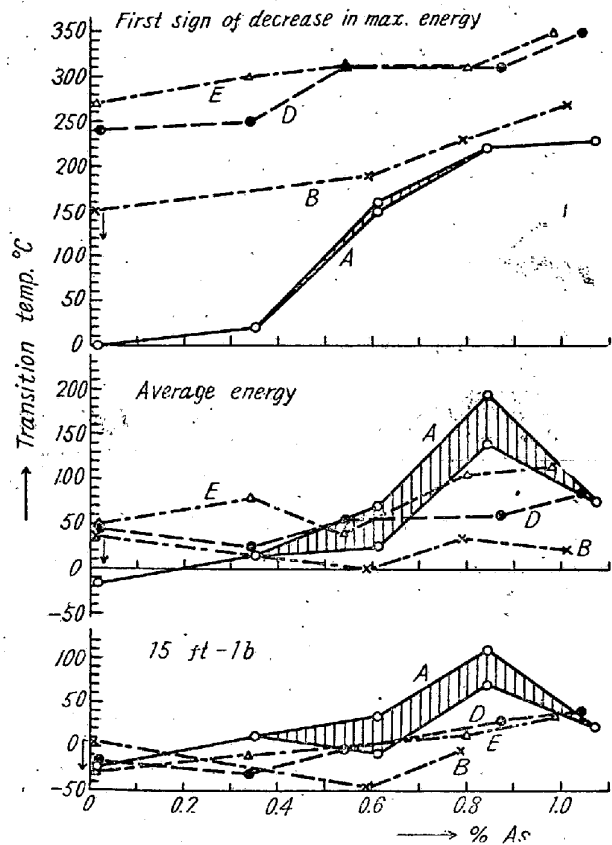


Fig. 3. Effect of arsenic on the transition temperature of plain carbon steel.

概算すると 0.1% As により 7~9°C となる。ただし 0.1% As 以下では遷移温度の上昇はないと考えてよい。

(3) Cu の影響: Fig. 5 に示すとおりでどの定義に従つても極軟鋼では 0.35% 以下の Cu は単独の場合でも Sn (0.1%以下) と共存する場合でもまた Sn (0.1%以下) As (0.5%以下) と共存する場合でも遷移温度に影響をおよぼさない。Rinebolt 等⁹⁾ によると Cu は遷移温度を僅かに上昇せしめる元素でその原因は Cu の析出によるとしているが Cu が 0.35% 以下の場合は勿論 Cu が析出することはなく従つてほとんど影響をおよぼさないであろう。同氏等の実験結果も 0.03~0.50% の範囲の Cu は遷移温度になんらの影響を与えていない。

(4) Sn の影響: Fig. 6 に示すとおりでどの定義に従つても極軟鋼では 0.1% 以下の Sn は単独の場合でも Cu (0.35%以下) と共存する場合でもまた Cu (0.35%以下) As (0.5%以下) と共存する場合でも遷移温度に影響をおよぼさない。

(5) Mo の影響: As 0.5%, Sn 0.05 または 0.1%, Cu 0.18 または 0.35% と共存する Mo 0.3% の

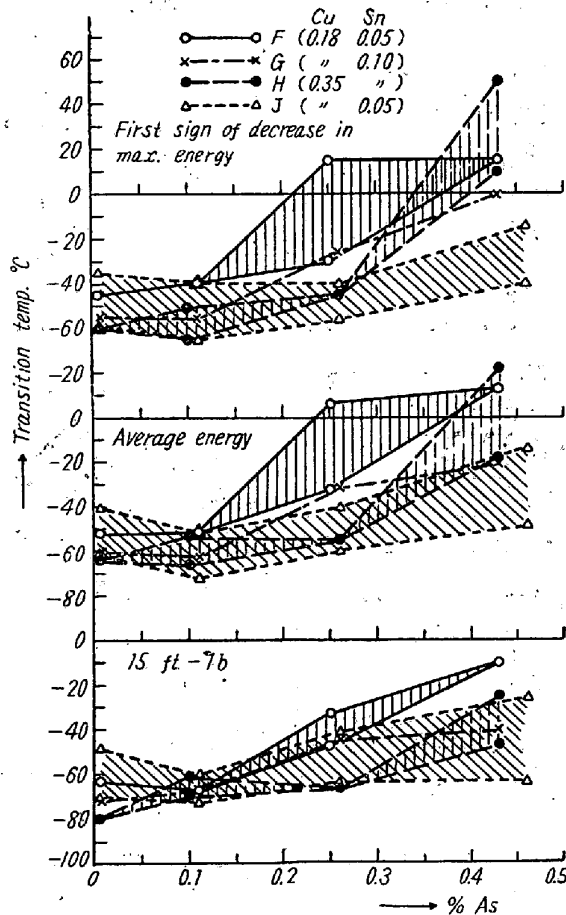


Fig. 4. Effect of arsenic on the transition temperature of dead soft steel.

影響を検討した結果は Fig. 7 に示すごとくで F, G, H および J の 4 系列において一致した傾向を示さず、しかも Fig. 1 に見られるごとく衝撃値のバラツキが大であるのでこれらの結果のみでは Mo の影響を論ずることはできない。ただし前報²⁾の結果では Mo は遷移温度を上昇せしめる傾向が認められた Rinebolt 等³⁾も Mo は遷移温度を上昇せしめる元素であるとしている。

(6) Al および N, O の影響: Al の影響を考慮する場合は当然試料中における Al の存在状態すなわち固溶 Al, 酸化物型 Al, 窒化物型 Al に区別して考える必要がある。本実験においてはこれらの分離定量を行わなかつたため詳細を論ずることはできないのであるがおよそ次のごとくに推定せられる。A0, F0, G0, H0, J0 について考察すると実験に使用した試料中の N 含有量は Table 1 に 2, 3 例示したとおりほぼ一定であるが O 含有量は可成りの相違が認められ A0, F0, G0 では低く 0.007% 前後であるが H0, J0 では高く 0.012~0.015% となっている。また Al 含有量は A0, F0, G0 の方が H0, J0 よりも大である。そこで、

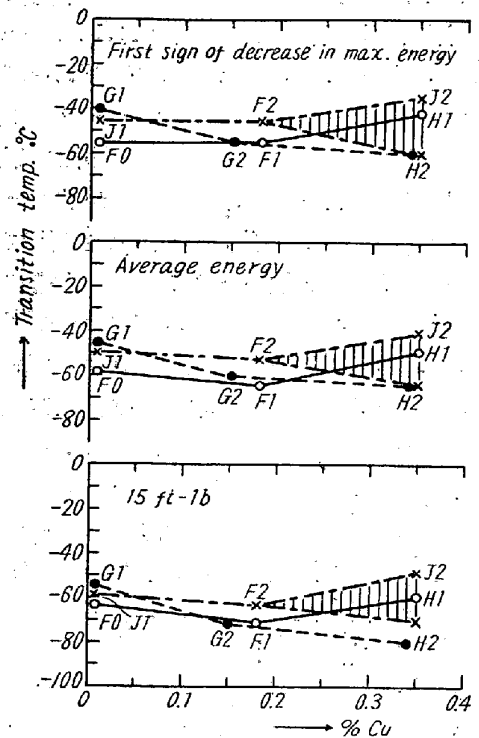


Fig. 5. Effect of copper on the transition temperature of dead soft steel.

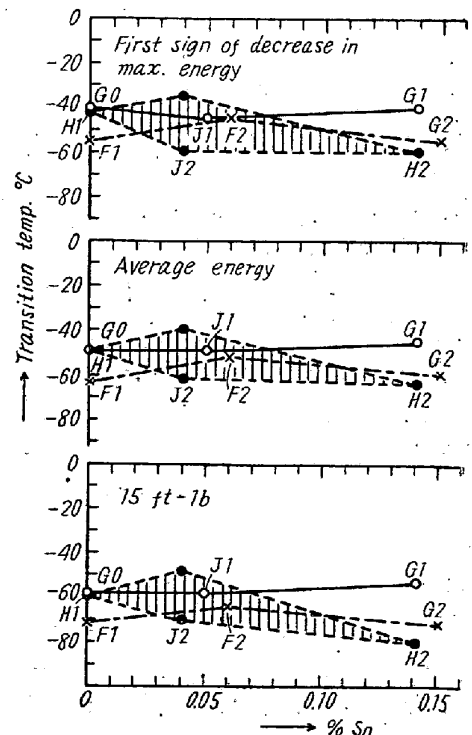


Fig. 6. Effect of tin on the transition temperature of dead soft steel.

K. Born und W. Koch のデータ⁴⁾より判断して A0, F0, G0 では O はすべて Al₂O₃ になつているものとし、また H0, J0 では ΣAl の 80% が Al₂O₃ になつているものと仮定する。するとこれらの試料中におけ

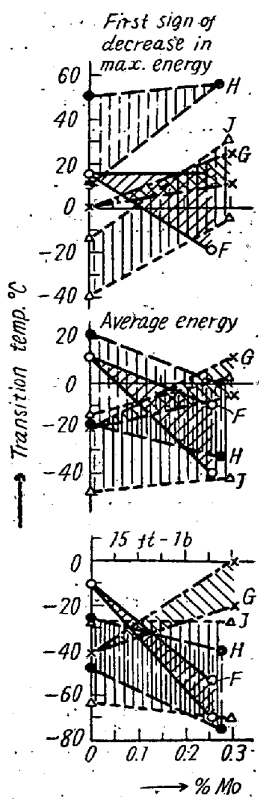


Fig. 7. Effect of molybdenum on the transition temperature of dead soft steel.

る固溶 Al, Al₂O₃ 型 Al, AlN 型 N, AlN 等を計算することができるがその結果を Table 3 に示した。同表中のオーステナイトおよびフェライト粒度は前報¹²⁾にて求めた値であるが AlN 量は A0, F0, G0 においては 0.013% 以上であり H0, J0 では 0.003% 以下のオーダーで前者より少ない。AlN 量の多い試料がオーステナイト粒が細かい⁹⁾¹⁰⁾ことを考えると、Table 3 の計算結果はほぼ妥当なことを示している。

さて遷移温度におよぼす O の影響については W.P. Rees and B. E. Hopkins¹¹⁾によると O は純鉄の遷移温度を著しく上昇せしめる。しかしながら O が少量の Mn (0.17% 以上) と

共存する場合は遷移温度におよぼす O の影響はほとんどなくなりまた J. D. Fast¹²⁾によると Rees 等の結果と同様に O は純鉄の遷移温度を著しく上昇せしめるが極少量の C (0.002% 以上) が共存すると例えば 0.13% のとき多量の O が純鉄に含有せられても常温における衝撃値は低下しない。すなわち極少量の C は O による遷移温度の上昇を防止することができるわけである。著者等の使用した試料は 0.0066~0.0145% の O を含有しているが勿論 C および Mn は前記の数値以上に含有しているから O による遷移温度の変化はあるにしてもその程度は少ないと思われる。Table 3 に示したとおり A0, F0

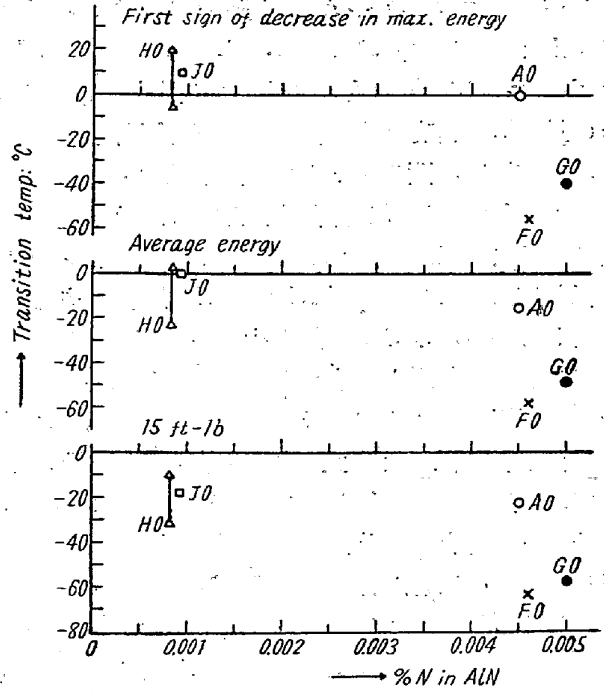


Fig. 8. Effect of aluminum nitride-nitrogen on the transition temperature of dead soft steel.

G0 においては O はほとんどすべて Al₂O₃ となつてゐるが H0, J0 では O 量が大で Al 量が小であるから O の一部分が Al₂O₃ となりその残部は SiO₂, MnO, FeO あるいはこれらの化合物や固溶体になつてゐるものと考えられる。ところが上述の理由によつて O は、Al₂O₃ 型, SiO₂ 型, (Mn, Fe) O 型の如何を問はず恐らく遷移温度に余り大なる影響をおよぼさない。一般に低炭素鋼では Al キルド鋼は Si キルド鋼またはリムド鋼に比較して遷移温度が低温にある¹³⁾ことは特に造船用鋼板について良く知られてゐる*。この原因は上述の理由からわかるとおり O の影響ではなくて Al および N によるものであろう。Al キルド鋼において固溶 Al の含有量が多ければ N は A₁ 点以下ではすべて AlN となつ

* C 含有量が大なる場合は必ずしもそうではない¹⁴⁾。

Table 3. Calculated value of AlN and grain size of several specimens.

Specimens	ΣO%	ΣAl% (a)	Al% in Al ₂ O ₃ (b)	Metallic Al% (a-b)	N% in AlN	AlN%	Austenite grain size	Ferrite grain size
A0	0.0075	0.017	0.0084	0.0086	0.0045	0.0132	6.7	6.5~7.0
F0	0.0073	0.017	0.0082	0.0088	0.0046	0.0134	7.5	8.0
G0	0.0066	0.017	0.0074	0.0096	0.0050	0.0146	8.0	8.0
H0	0.0115	0.008	0.0064*	0.0016	0.00083	0.0024	6.5	7.5
J0	0.0145	0.009	0.0072*	0.0018	0.00093	0.0027	6.5	7.0

* Calculated value by assuming that 80% of total aluminum is combined by oxygen to form alumina.

ている¹⁵⁾から換言すれば AlN 型の N または Al は遷移温度を上昇せしめないものである。G. W. Geil, N. L. Carwile and T. G. Digges¹⁶⁾は 0.3% C の炭素鋼に種々の量の N を含有せしめてこれを焼入焼戻した後、-196~100°C の間でシャルピー衝撃試験を行い fracture transition が N の含有量および N の形態によつて影響をうけた ductility transition は Al キルド鋼の方が低温にあることから AlN 型の N は脆化を防止すると報告している。さて Al 量の少ない HO, JO では固溶 Al が極めて僅かしか存在しないので N は Si_3N_4 を生成する可能性がある¹⁵⁾と考えられ AO, FO, GO では Al 量が前 2 試料より大であり固溶 Al の量が大きいため N は恐らく AlN となつていられる。

純鉄が N を含有する場合は、もし平衡状態であれば常温附近では N はほとんどすべて Fe_4N となつている¹⁵⁾がただし K. H. Jack¹⁷⁾によると N は準安定平衡状態にあつて Fe_4N ではなくて $Fe_{16}N_2$ が存在するという。Fast¹²⁾ は N が純鉄の遷移温度を上昇せしめることを示しているから N の形態がいずれであるにせよ AlN 型以外* の N はすべて遷移温度を上昇せしめるようである。Table 3 に計算した AlN 型の N とこれらの試料の遷移温度との関係を Fig. 8 に示したが同図は確かにこのことを示している。

GO, FO が AO に比較して特に低い遷移温度を示しているのはフェライトおよびオーステナイト粒が共に極めて細かいためであろう。本実験に使用した試料はすべて N 含有量が著しく高いようであるがこのような場合でも Al 添加を充分に行えば N の悪影響が防止できることを示している。Rinebolt 等³⁾は 0.018% 以下の N は遷移温度にほとんど影響をおよぼさないとしているが同氏等は N の存在状態について考慮しておらずこの判定は従つて不正確である。同氏等の実験試料では N が恐らく AlN の形態にあつたものと思われる。

V. 結 言

以上の結果を要約すると次のとおりである。

(1) C は鋼の fracture transition を上昇せしめる。その上昇する割合は定義 (1) によるとパーライトの面積にほぼ比例する。Uノッチシャルピー試験では、15ft-lb のごとき ductility transition に対しては C 含有量の影響はないようである。

(2) As は鋼の遷移温度を上昇せしめる。その程度は例えば 15ft-lb の遷移温度であれば As 0.1% に対して 7~9°C の割合で上昇する。ただし As は単独に含有される場合でもまた Cu, Sn と共存する場合でも 0.1% 以下であれば遷移温度に影響をおよぼさない。

(3) Cu は単独に含有される場合でもまた Sn, As と共存する場合でも 0.35% 以下であれば極軟鋼の遷移温度に影響をおよぼさない。

(4) Sn は単独に含有される場合でもまた Cu, As と共存する場合でも 0.1% 以下であれば極軟鋼の遷移温度に影響をおよぼさない。

(5) AlN 型の N または Al は鋼の遷移温度を低下せしめるが、AlN 型以外の N は遷移温度を上昇せしめるようである。

(6) 鋼の遷移温度におよぼす Mo の影響は実験結果がばらついたため決定できなかった。

本研究を行うに当り研究費の一部を御援助下された日本製鋼所常務取締役小林佐三郎博士ならびに試験片の加工を一部お引受下された八幡製鉄所管理部検定課長吉川 一氏に厚く御礼申上げる。また本実験を実施中に不幸にして発病逝去された敦賀良夫君の労に感謝すると共に同君の冥福を祈るものである。(昭和 30 年 1 月寄稿)

文 献

- 1) 沢村 宏, 盛 利貞, 城戸敬一, 藤田清比古: 鉄と鋼, 41 (1955) 23~31
- 2) 沢村 宏, 盛 利貞: 同上, 39 (1953) 418~426
- 3) J. A. Rinebolt and W. J. Harris, Jr.: Trans. Amer. Soc. Metals 43 (1951) 1175~1214
- 4) R. D. Stout and L. J. McGeady: Welding J. 27 (1948) 299s~302s
- 5) R. W. Vanderbeck and M. Gensamer: 同上 29 (1950) 37s~48s
- 6) 菊池浩介, 鉄と鋼, 37 (1951) 570~578
- 7) N. P. Allen, W. P. Rees, B. E. Hopkins and H. R. Tipler: J. Iron and Steel Inst. 174 (1953) 108~120
- 8) W. P. Rees, B. E. Hopkins and H. R. Tipler: 同上 169 (1951) 157~168
- 9) K. Born und W. Koch: Stahl und Eisen 72 (1952) 1268~1277
- 10) 高尾善一郎, 野田忠夫, 国井和扶, 高田 寿: 鉄と鋼, 40 (1954) 216~218
- 11) W. P. Rees and B. E. Hopkins: J. Iron

* たゞし TiN, ZrN, VN 等については別に検討を要する。

- and Steel Inst. (1952) 403~409
- 12) J. D. Fast: Stahl und Eisen 73 (1953) 1484~1496
- 13) 例えば H. Hauttmann: Stahl und Eisen, 61 (1941) 129~136, 164~170, 377~379
- 14) H. W. Gillett: Project No. 13, Joint ASME-ASTM Research Committee on Effect of Temperature on the Properties of Metals, Amer-Soc. Test. Mat., Philadelphia, (1941) 112
- 15) 沢村 宏, 盛 利貞: 学振製鋼第 19 委第 3 分科会資料 No. 3356 (1954)
- 16) G. W. Geil, N. L. Carwile and T. G. Digges: J. Research Natl. Bur. Standards, 48 (1952) 193 (Research Paper No. 2305)
- 17) K. H. Jack: Acta Crystallographie, 3 (1950) 392~394

鋼の高温加工強度に関する研究 (III)

(引 張 り 破 断 状 況)

井 上 勝 郎*

STUDIES ON THE HOT-WORKING STRENGTH OF STEELS (III)

(Rupture Characteristics)

Katsuro Inouye

Synopsis:

As one method of expressing rupture characteristics of steels, states of rupture can be used. In this report, the author compared and studied the states of nominal stress-conventional strain-curve and elongation percentage etc. described in No. 2 report, thus obtaining characteristics of high-temperature high-speed deformation of various steels.

The γ - α -embrittlement, the 900°C-embrittlement recognized in the course of these experiments were also made clear.

By performing high-speed tension test at the super-high temp. of 1250°C up to the melting point, the author further discovered that deforming resistance uniformly continued to decrease until it reached the melting point.

I. 緒 言

一般に鋼材の変形に対する難易, 特に破損に耐える特性は鋼材の変形能と言われ, これは特に応力状態により著しく左右されるものである。従つて高温塑性加工に対する変形能を実験するためには, 目的とする塑性加工にできるだけ近似した応力状態下の変形を再現しなければ信頼すべき結果が得られない。然しそれでは実用上不便であるから, 実験室的に行えるような高温変形能試験法が色々提案されている。それは例えば高速度振り試験^{1)~4)}, 屈曲試験⁵⁾, 膨出試験⁶⁾ 等であつて, 夫々或る程度の有効性が認められ, かつ今後の研究による発展が期待されている。

これに対して 1 軸引張り試験における破断状況もまた

変形能の表示法として用いられる事があるが, 上記の事情から考えて, これもまた完全な変形能試験法とは考え得ない。然しこの試験法の有利な点として, (1) 最も単純な基本的応力状態であるから, 他のすべての試験法に対して基準的な目安を与える。(2) 鋼材は一般に引張り変形によつて最も破損を生じ易い等の事実がある。

筆者は第 2 報で述べた如く, 多数の鋼種について, 各種の高温高速度の条件下で引張り試験を行つたので, その際に得られた破断状況の知識を, 以上の見地から変形能の 1 つの観察法として整理してみた。ここにその結果を報告する。

* 日本特殊鋼管株式会社