

Fig. 2. Effect of heat treatments on the reduction of area and elongation of steel SNC 22 at low temperatures. Impact velocity: 5m/s

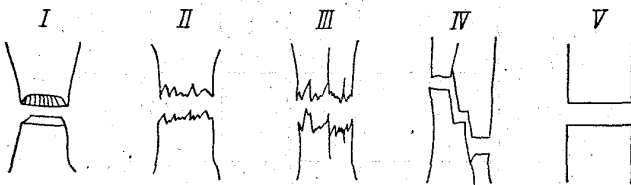


Fig. 3. Fractures observed in the tensile test of temper-embrittled steels.

Table 3. Fractures of steel SNC22 with various heat treatments, deformation, speeds and testing temperatures.

Specimens	Impact velocity	Testing temperature (°C)					R. T. (20)
		-196	-130	-78	-30		
1	Static	V	IV	III	II	I	
	5m/s	I	I	I	I	I	
	20 "	I	I	I	I	I	
3	Static	IV	III	III	II	I	
	5m/s	I	I	I	I	I	
	20 "	I	I	I	I	I	
5	Static	V	IV	IV	III	II	
	5m/s	V	I	I	I	I	
	20 "	—	I	I	I	I	

験では I と V の破断面のみが現われ他は消失することである。HOLLOMON⁴⁾ は II ~ IV の破断面について論じているが、明確な解答を得ていない。

延性量と破断面から、SNC22 鋼では試料 3 が、SNC 3 鋼では試料 4 が最も靱性に富んでいることが認められる。これらの試料で鋭い降伏点が消えたことは前にのべたが、焼戻脆性鋼の靱脆は降伏点の鋭い出現とおそらく密接な関係がある。

V. 結 言

主として炭素含有量を異にせる 2 種類の Ni-Cr 鋼の

平滑試験片を用いて、常温 ~ -196°C で衝撃引張試験を行なった結果、つぎのような結論を得た。

(1) 降伏点および引張強さは、静的試験においては焼戻脆性に敏感でないが、衝撃試験では敏感である。降伏点は焼戻後徐冷試料、500°C 再加熱試料、急冷試料の順に、また引張強さは急冷、徐冷、再加熱の各試料の順にそれぞれ小さくなる。降伏比は急冷試料が最も小さい。

(2) 脆化試料は鋭い降伏点を示すが、焼戻後急冷せる靱性試料はそれを示さない。

(3) 静的、衝撃いずれの試験においても、伸びおよび断面収縮率は -196°C に到り、はじめて熱処理の相異に起因する差を示す。

(4) 静的引張試験で得られる破断面は、試料が脆くなるにしたがって、Cup and Cone 型から Star、たて割れ型破断面を経て脆性破面に変る。しかるに、衝撃引張試験では、Cup and Cone 型と脆性破面がみられ、他の破面は消失する。

文 献

- 1) たとえば、A. PEITERUND G. AITMEYER: Arch. Eisenhüttenw., 31 (1960) 427.
- 2) 作井, 中村, 大森: 鉄と鋼, 48 (1962) p. 1462.
- 3) F. C. LEA and R. N. ARNOLD: Proc. Inst. Mech. Eng., London 131 (1935) p. 539.
- 4) J. H. HOLLOMON: Trans. Amer. Soc. Metals, 36 (1946) p. 473.

669, 141, 241, 2-124, 4-462, 620, 172, 22
(138) 2, 3 の熱間仕上げキルド鋼管の
620, 178, 746 低温性質について

22, 620, 188 鋼管の低温性質の研究 - III)
八幡鋼管研究部

63138
○小柳 明・青木信美・桜井謙輔
Low-Temperature Properties of Some
Hot-Finished Tubes of Killed Steel.
(Studies on low-temperature properties of
steel tubes-III)
545 ~ 548
Akira KOYANAGI, Nobuyoshi AOKI
and Kensuke SAKURAI.

I. 緒 言

前報¹⁾において、低温用 Si-Mn 系アルミキルド鋼管の製造にさいしての熱間加工工程の差は低温衝撃値にかなり大きな影響をおよぼすことを示した。本報では精錬方法、とくにアルミおよび窒素含有量の異なる他の 2 種類の低炭素キルド鋼管において、この影響がどのように認められるかを確認する目的で、前回の試験と同じようにマンネスマン・プラグミル方式の製管工程中の磨管、定型および熱率などの加工条件が製品の低温性質におよぼす影響を調べる実験を行なって前回の結果と比較した。

II. 供試材および試験方法

供試材の化学成分および機械的性質は Table 1 のとおりである。供試材 A は塩基性平炉で溶製した 85mm φ 管材を、供試材 B は塩基性高周波炉で溶製した鋼塊から

Table 1. Chemical compositions (%) and mechanical properties of materials tested*.

Testing materials	Chemical compositions (%)										Mechanical properties at room temperature				
	C	Si	Mn	P	S	Cu	ΣAl	Soluble Al	Insoluble Al	ΣN ₂	Yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (G.L. = 50mm) (%)	Yield ratio (%)	V.H.N.
A	0.16	0.23	0.52	0.012	0.024	0.16	0.012	0.010	0.002	0.005	31.6	44.7	40.6	70.7	135
B	0.10	0.24	0.51	0.013	0.015	0.13	0.017	0.014	0.003	0.008	30.6	41.9	43.2	73.0	132
C	0.09	0.28	1.20	0.015	0.011	0.14	0.026	0.020	0.006	0.011	38.1	51.9	41.0	73.4	161

* All specimens were sampled from as-sized tubes.

圧延した 85mm φ 管材を前報¹⁾と同一のマネスマン プラグミル工程により製管して得た。また供試材 C は前回試験に供したものである。これらの定型仕上げおよび熱牽仕上げ鋼管の低温性質の差をシャルピー衝撃試験により求めるとともに、カタサおよび顕微鏡組織の調査を行なった。つぎにこれらの熱処理(焼準)条件の低温衝撃値におよぼす影響を同様に求めて、Si-Mn系アルミキルド鋼管と比較検討を行なった。

III. 試験結果

1. 熱間加工の影響

Fig. 1 に磨管後、定型仕上げおよび 750°C, 850°C, 950°C 1000°C でそれぞれ熱牽した状態での -60°C における 5 mm U シャルピー衝撃値およびカタサの変化を示し、Photo. 1 に定型仕上げおよび 950°C 熱牽した場合の顕微鏡組織を示した。また各仕上げ状態におけるフェライト結晶粒度の変化を Table 2 に示す。

供試材 A, B はともに各工程において供試材 C よりフェライト結晶がやや大きい傾向にある。熱牽材は 2 ヒート仕上げであるが定型仕上げ材はいずれも 1 ヒートでかつ仕上げ温度も A 1 点前後で低く、混粒の傾向を認めた。供試材 A は全般的にエネルギー・レベルはやや低い、工程別による差は比較的少ない。これに反し供試材 B は供試材 C と同様に 950°C 熱牽の場合に最高の衝撃値を示したが、750°C ないし 850°C 熱牽の状態では遷移領域内にあることが判つた。また熱間仕上げ材として最高の衝撃値が得られる状態、すなわち供試材 A の 850°C 熱牽仕上げ、供試材 B および C の 950°C 熱牽仕上げの状態では、フェライト結晶粒がもつとも小さく、降状比はいちばん高いことを認めた。これは AlN の含有量、析出状態の差に関連があると思われる。

Fig. 2 に 950°C 熱牽材について常温より -110°C の間で V ノッチシャルピー衝撃試験を行なった結果を示す。供試材 A, B, C とともに異なつたエネルギー遷移曲線を示し、C がもつともすぐれており、B および

A は C より 15ft-lb 遷移温度が約 50°C 高いことが判つた。

2. 焼準条件の影響

熱間仕上げ材とくに供試材 B の熱牽仕上げ材の低温

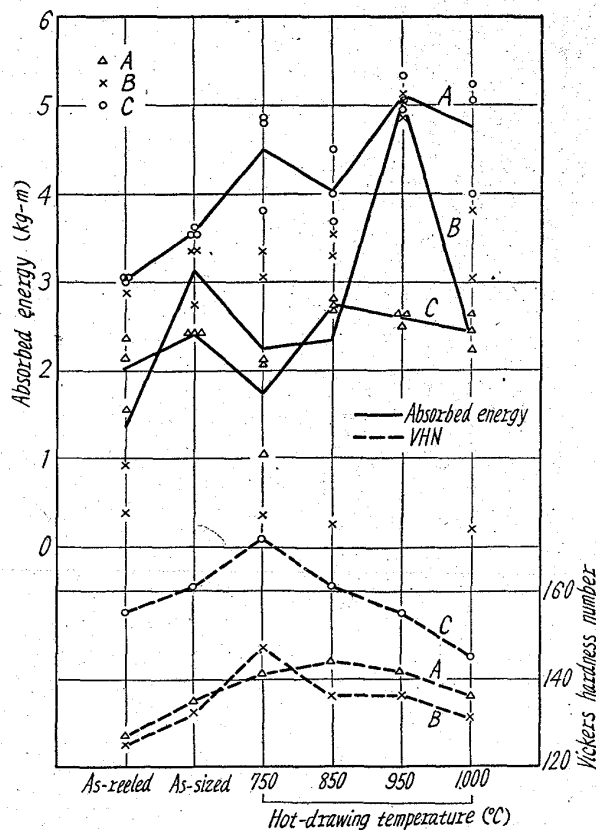


Fig. 1. Change of 5mm U-notch Charpy impact values and hardness obtained by different hot finishings (Charpy specimens had a 5mm width).

Table 2. Ferritic grain size of materials tested.

Tested materials	As-reeled	As-sized	Hot-drawn at 750°C	Hot-drawn at 850°C	Hot-drawn at 950°C	Hot-drawn at 1000°C
A	7.5	8.0(70%) +9.5(30%)	6.5	9.0	8.5	6.5
B	6.5(80%) +8.5(20%)	7.5(80%) +9.5(20%)	6.0	7.5	8.5	7.0
C	8.0	8.5(80%) +10.5(20%)	7.5(80%) +9.5(20%)	7.5(75%) +10.5(25%)	10.0	9.5

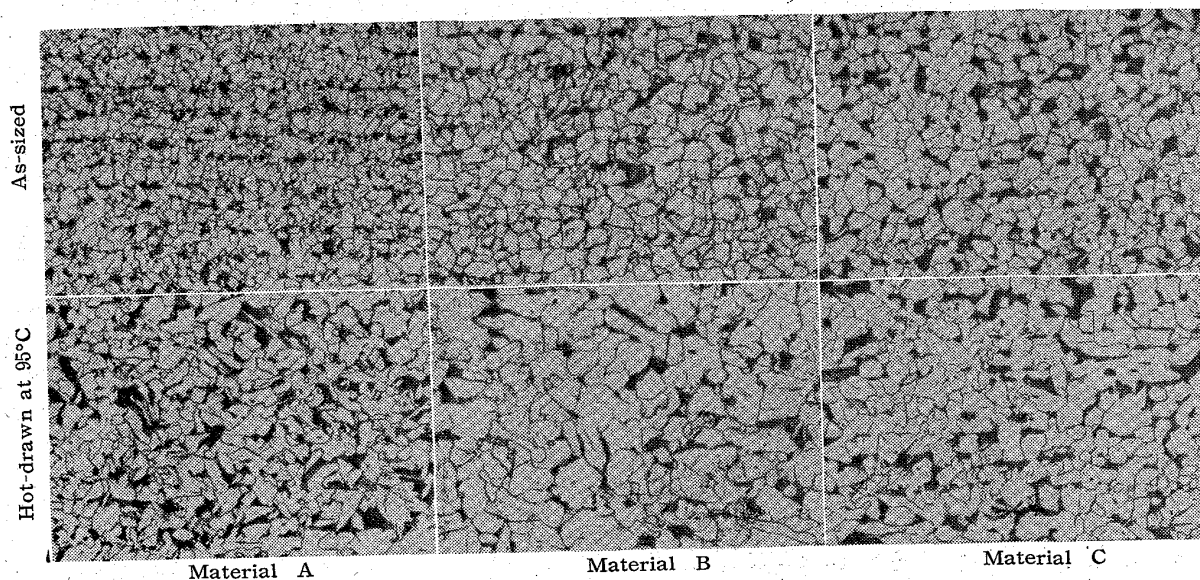


Photo. 1. Microstructures of hot-finishing tubes. $\times 200$ (3/5)

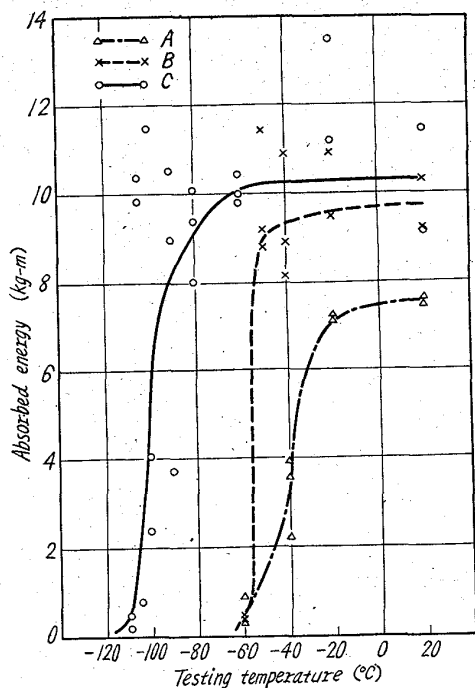


Fig. 2. V-notch Charpy transition curves of 950°C hot-drawn tubes (5mm width specimens).

性質を焼準により改善することを期待して、750°C ~ 1000°C 間の温度で焼準を行なったものにつき 5 mm U ノッチシャルピー衝撃値を比較した。Fig. 3 に定型仕上げ材の焼準温度と -60°C 衝撃値およびカタサとの関係を、Fig. 4 に 850°C 熱率仕上げ材の場合を示す。供試材 A は定型仕上げの場合には焼準の効果はごくわずかしが認められず、850°C 熱率材の場合でもその効果はわずかであり焼準温度による差も少ない。これに対して供試材 B は定型仕上げの場合に 850°C 以上の焼準温度では供試材 C にはほぼ近い衝撃値を示し、850°C 熱率材も焼準により完全に脆性を回復して供試材 C との差

が縮まることを認めた。このように熱処理による効果が供試材 A. と B. とで著しく異なるのはおもに AlN 含有量の差によるものと思われる、また熱率焼準が定型焼準材に比べて衝撃値の変動がなめらかでピークが 1 つであるのは加熱回数が多く均質化がすすんでいるためと考えられる。

IV. 結 言

低炭素キルド鋼管の熱間工程差による低温特性はアルミおよび窒素含有量の差異と関連していることが判つた。すなわちアルミ、窒素の比較的少ない平炉鋼は熱間加工の差および熱処理条件の差による衝撃値の変動があまりなかつた。一方これらの比較的多い電炉鋼はかなりの変動を示し 950°C 熱率では Si-Mn 系アルミキルド鋼の値に近いピークを示した。熱間仕上げ後の焼準では平炉鋼は低温衝撃値の向上が少ないが、電炉鋼は著しい改善を示した。これは AlN の挙動に関連していると思

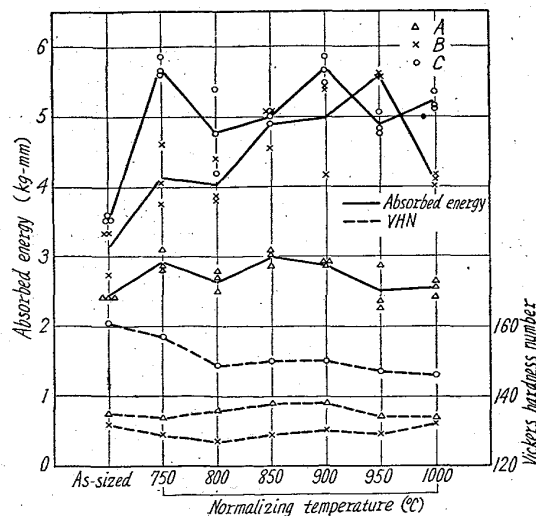


Fig. 3. Effect of normalizing temperature on properties of sizing tubes (Charpy specimen had a 5mm width).

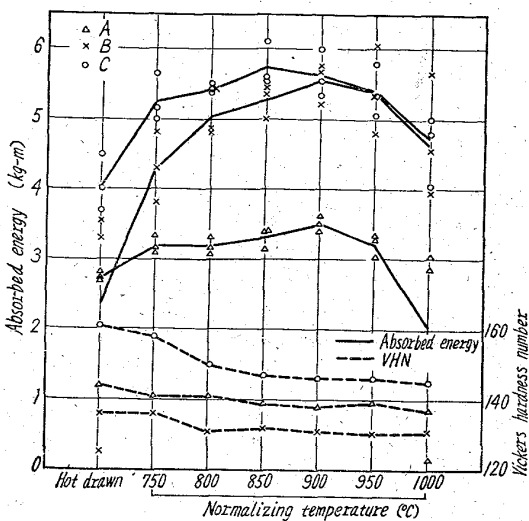


Fig. 4. Effect of normalizing temperature on properties of 850°C hot drawn tubes (Charpy specimen had a 5mm width).

われる。とくに熱率焼準材はばらつきの少ない向上を示しているがこれは再加熱による均質化が加わつたためと考えられる。

文 献

- 1) 小柳, 他: 鉄と鋼, 48 (1962) 11, p. 1464/1466.

620, 178, 742
(139) 落重試験についての 2, 3 の
問題点 63139

富士製鉄, 広畑製鉄所研究所

工博 中西 昭一

Some Problems of Drop Weight Test.

Dr. Shoichi NAKANISHI.

I. 緒 言 548~550

鋼材の低温特性を調べる試験方法は、古くからシャルピーやアイゾットのような衝撃曲げ試験が多く行なわれてきた。近年構造物の大部分が溶接構造物になり、したがって構造物の受ける拘束条件も一段ときびしく、また材料的にも脆化部を一部含んだものになつてきた。この様な目的に使用される鋼材の低温特性を判定するためにその材料が構造物になつた場合の受ける荷重の形態ならびに荷重速度・冶金学的因子になるべく近い各種試験方法が多く提案されている。これらの諸試験のうち、鋼材の一般使用条件下の使用限界温度を、実験室的に簡単に求める方法として、最近NRL落重試験が提唱されている。本報告は落重試験結果に影響する2,3の因子について実験を行なつたものである。

II, 実験結果ならびに考察

(A) 試験片形状

1) 脆性キ裂の発生方法

落重試験は鋼が破断前にほとんど変形をしないような最高温度, NDT 温度を求めるためのものであり, そのためには一般に表面硬化用の溶接棒 (Murex-Hardex 25) による脆性ビードのクレーター部にノッチを入れる

事により, 最少の変形量でキ裂を発生せしめるようにしている。ノッチを入れずに, わずかの塑性変形で脆性ビードよりキ裂を発生せしめる方法があれば, 実験がやり易く, かつノッチを入れるためのバラツキもなくなる。そこで板の溶接前の温度を低下せしめて, 溶接直後の冷却速度を大となし, ビードを脆化せしめ少しの塑性変形で容易に脆化キ裂を発生せしめるような方法をとつた。一例として, NDT 温度約 -65°C の 20 mm 板厚の鋼板についての, 溶接初温と落重試験結果との関係を示すと Table 1 のようになり, -40°C 以下の溶接初温であれば, NDT 温度直下の -70°C において破断をすることがわかり, また脆性ビード・クレーター部分の硬サについても低温溶接にしたがつて上昇し, 脆化しやすくなつてい事がわかつた。

したがつて, 一応溶接初温を -60°C とし, 溶接直後 -60°C の液中に急冷する方法を採用した。このような脆性ビードをおいた試験片と標準片との NDT 温度はより一致をしている。 -70°C , -60°C における一例を示すと Photo. 1 のようによい一致をしている。

2) 板 巾

試験片巾については Puzak¹⁾ は 3 1/2 inch を板厚 1 in について採用している。ただ板厚の厚くなる場合には, 板巾を一般に広くしている。13 mm 板厚の鋼板について, 板巾を 50 mm から 140 mm まで変化させた場合の NDT 温度の変化は Table 2 のようになり, 板巾が 70 mm 以上になると, NDT 温度は板巾が増大してもほとんど影響がなく一定となる。しかし板巾がせまくなると NDT 温度は上昇するようである。したがつて試験片内で脆性キ裂を発生せしめるような脆性破壊試験では一般に必要な最低板巾が存在し, 本試験では約 70 mm

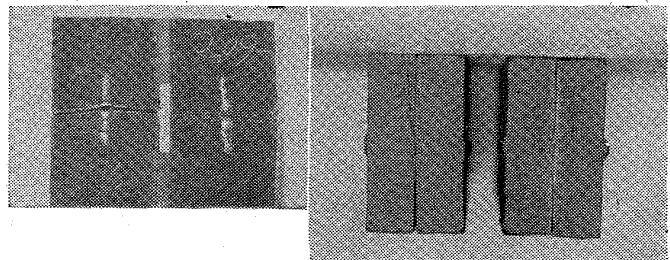
Table 1. Relation between precooling temperature and test results (Specimens tested at -70°C).

Precooling temp. ($^{\circ}\text{C}$)	0	-10	-20	-30	-40	-50	-60	-70
Test result	○	○	○	◐	●	●	●	●

[Note] ○: No breaking (no cracking)

◐: No breaking (a crack stopped on a plate)

●: Breaking



Testing temp. -70°C Testing temp. -60°C
Right side: Standard specimen
Left side: Low-temperature weld specimen

Photo. 1. Comparison between a standard specimen and a special specimen.