

工直前に C が 300°C における平衡固溶量以下しか含まれていないと考えられる条件 a, b での曲げによる硬度増加は約 6 であり, C が過飽和に含まれていると考えられる条件 c, d の場合は約 10 であることがわかる. 後者のほうが硬度増加が大きいのは微細析出粒子による強化効果のためと考えられる. Photo. 1 (c) は 500°C で 30sec 温間加工した試料の表層付近の組織を示したものであつて, 粒界に長径約 1 μ の楕円状の炭化物が析出しており, ここから多数の転位が放出されている. 平均転位密度は 300°C 試料と同程度であるので, 本試料のほうが硬度が低い原因の一つは微細析出粒子群が生じないためと思われる. Photo. 1 (d) に示されるように 200°C で 30sec 温間加工した場合は, 表層付近の組織は一見セル構造に類似している. しかし加工度が極めて小さく, また温間加工による硬度増加も 300°C のときよりも小さいので, 黒色部に多数の転位が集合しているとは考え難い. 一方黒色部の中のとくに黒い部分 (矢印 B) は樹枝状セメントタイト⁴⁾への発達過程にあるように観察されるので, 残りの黒色部は C が炭化物として析出する前の段階の集合体 (cluster) の密集したところと推測される.

5. 結 言

1) 低炭素薄鋼板の連続焼鈍の冷却過程で温間曲げ加工を行なうことによつて, 硬度が高く比較的延性があり, 降伏点伸びが小さいブリキ原板が得られることが判明した. 均熱温度は高く, 曲げロール直径 (加工度) は小さいほうが硬度が高くなる. 曲げ加工温度 300°~350°C で最も高い硬度が得られる.

2) 断面硬度分布は, 内部から表面に向つて硬度が高くなつていく. これは凹みに対する変形抵抗が重視される製缶用材料として有利である.

3) 温間加工による硬化は転位の増殖の他に, 炭化物析出によつて影響されることを電顕直接観察によつて示した.

文 献

- 1) E. W. WILLIAMS and L. K. DAVIES: Iron & Steel Inst. (U. K.), Spec. Rep., 79 (1963), p. 93
- 2) 竹本, 藤井, 原田: 鉄と鋼, 51 (1965) 5, p. 962.
- 3) 五弓, 橋本: 日本金属学会講演概要, (1964), 秋期, p. 53
- 4) A. S. KEH and W. C. LESLIE: Materials Science Research, 1 (1963), p. 209, Plenum Press, NY.
- 5) 周藤: 鉄と鋼, 50 (1964) 5, p. 766

(116) Zr 系標準鋼に関する研究

(材質特性と連続冷却変態曲線—I)

日新製鋼, 周南製鋼所 工博○藤田 春彦
金属材料技術研究所

工博 荒木 透・中島 宏興

Study of the Standard Steel Contained Zirconium.

(The material properties and continuous cooling transformation curves—I)

Dr. Haruhiko FUJITA, Dr. Toru ARAKI
and Hirooki NAKAJIMA.

1. 緒 言

最近各種の特殊元素を添加した新種鋼が開発されているが, 試行錯誤によらず, 無作為実験により各種特殊元素の成分効果を定量的に算出し, 標準鋼の決定的な材質を得ようと計画したその経緯を述べる.

低炭素鋼におよぼす各種合金元素および熱処理の影響を, 実験計画を組み推計学的解析により定量的に求めた.

引張り強さ範囲は 45~130 kg/mm² であるが, 因子として, C, Mn, C×Mn, C×Mn², Si, Cu, Ni, Cr, Mo, B, V, Zr の各 3 水準を選び, おのおのの要因効果が独立に検出できるように実験配列し, これら要因の効果量を推定した. 特性値としては, 圧延焼鈍, 焼準, 調質状況における引張り強さ, 降伏強度, 伸び, 絞り, 降伏比, 衝撃値, 遷移温度, 結晶粒度, 焼入性 (変態点, ジョミニイ曲線) その他材質特性について数量化できるものについては, 熱処理別に各種成分のおよぼす効果量を求め, この効果量の加算性から標準鋼の化学組成を決定し, この材質特性につき試験研究を行なつた. あわせて一連の研究中特殊鋼の連続冷却変態曲線を作製し, 連続冷却履歴中の変態相の生成過程について現象面からの考察を加えた. この標準鋼の決定方法については先に¹⁾, 合金元素の機能および熱処理の影響について考察を加えた推計学的な方法によつた. またこの結果得られた標準鋼および各種選択鋼についての実用上必要とされる耐食性, および溶接性についても研究を行なつたのであるが, Zr 系標準鋼と Cu-P-Cr-Zr 系鋼に関して材質特性, とくに連続冷却変態曲線 (CCT 曲線) 作製に関して 2, 3 の知見を得たので報告する.

2. 実験方法

上述の 10 元素の各特性値におよぼす効果を求め, さらに 2 元素の交互作用の有無を求めるために各合金元素の水準を Table 1 に示すように定め, 各合金元素の主効果を独立に得られるように配列して得られる 27 鋼種を溶製した. 交互作用項について技術的に影響あると考えられるものは交絡せぬよう留意した.

溶製は 30kg 高周波炉によつて行ない, 10~40mm 径の各種丸棒に圧延し, また 500t プレスにより 25mm 板に鍛造しその高温加工性を試験しさらに 20mm 丸棒の先端嚙出部より採取した試験片につき 15% H₂SO₄ 温浴により酸洗し発生疵と合金成分の影響を調べた. これら実験鋼塊での検討から 1t 高周波炉により選択した鋼種を溶製し直圧の可否, 熱間加工性, 熱延表面疵, 冷延焼鈍から薄手冷延板の可否など圧延作業性の確認を 25,

Table 1. Composition level of alloying element factors. (wt. %)

Element	First level	Second level	Third level
C	0.12以下	0.12 ~0.15	0.17 ~0.23
Mn	0.50~1.0	1.01 ~1.30	1.31 ~1.60
Si	0.20~0.40	0.41 ~0.70	0.71 ~0.90
Cu	0.20~0.40	0.41 ~0.70	0.71 ~1.20
Ni	—	0.40 ~0.60	0.80 ~1.20
Cr	—	0.40 ~0.70	1.00 ~1.20
Mo	—	0.30 ~0.70	0.80 ~1.20
B	—	0.002~0.006	0.007~0.012
V	—	0.05 ~0.15	0.16 ~0.25
Zr	—	0.03 ~0.07	0.08 ~0.12

12, 6, 3.2, 0.8mm まで行なつた。これら試験材より各種材質特性値を求めた。これら試験結果より Zr, Cu などの有用性に着目し材質特性, 溶接性, 経済性から Zr 系鋼種を決定した²⁾。これら鋼種の熱履歴特性を求めめるために熱的特性として変態点などを測定し, さらに種々の熱履歴条件に対応する冷却曲線で冷却し, 冷却途上の変態過程を熱膨張記録装置で測定し, 試験片の顕微鏡組織およびビッカース硬度を求めて CCT 図を作製した。

3. 実験結果と考察

3.1 要因効果成分推定量

Table 2. Estimated effective values of yield strength total mean value. 38.8kg-m/cm²

Level	C*	Mn	Ni	Si	Cr	Mo**	B	V	Zr	Cu*
1	-2.7	-0.9	-1.1	-1.2	-2.9	-5.9	-1.7	0.1	-0.8	-2.2
2	-2.6	-3.6	-1.1	-0.9	4.9	0.2	-1.0	0.7	3.0	-2.5
3	5.5	4.7	2.5	2.5	-1.8	5.9	3.1	-0.7	-1.7	5.1

Table 3. Estimated effective values of shock value total mean value. 5.48 kg-m/cm²

Level	C**	Mn	Ni	Si**	Cr	Mo	B*	V	Zr*	Cu
1	1.9	-1.4	1.2	-1.3	-0.7	0.8	1.9	-0.8	-0.8	1.0
2	1.2	1.1	0.3	3.1	-0.1	0.3	0.4	-0.1	2.3	0.3
3	-2.9	0.5	-1.3	-1.6	1.0	0.3	-2.1	1.1	-1.3	-1.1

* 95%, ** 99%

Table 4. Mechanical properties of used steels.

Steel	Yield point (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction (%)	Bend (180°, 1.0 t)	2mmV charpy (kg-m/cm ²)
N1	34	53	28	52	good	8.7
N2	36	57	25	52	good	22.5
NN	34	54	21	42	good	14.3

Table 5. Chemical composition and ductility of used steels.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Zr	N	Grain size	Transition temperature Tr 15
N1	0.18	0.55	1.49	0.018	0.020	0.17	0.09	0.050	0.013	11	-38
N2	0.09	0.74	0.71	0.100	0.014	0.51	0.57	0.048	0.012	10	-46
NN	0.16	0.57	1.68	0.018	0.020	0.16	0.01	0.032	0.019	11~13	-43

材料試験値におよぼす各要因の分散分析による有意差検定結果より, 有意成分の効果推定量を求めた。その結果の若干例を Table 2, 3 に示す。

表値は各成分の I, II, III 水準の含有量の異なつた各実験水準で総平均値より表中の値だけそれぞれ増減する効果があることになる。

3.2 Zr 系鋼の化学組成の決定と材質特性

Zr, Cu の有用性に着目し, 標準鋼, 耐候性鋼, 含窒鋼, 析出硬化鋼, 調質用鋼の 6 鋼種を成分バランスから banded structure, 熱間曲げ, 赤熱脆性, 耐候性, 溶接性, 経済性を勘案し決定した。このうち 3 鋼種について, 試験鋼種について行なつた機械的性質を Table 4 に, 産出成分と衝撃値, 遷移温度を Table 5 に記載したがいずれも, HW 36 に相当するものである。

3.3 熱履歴曲線

Zr 系鋼につき焼戻曲線, 恒温変態および連続冷却変態曲線などこの鋼種の変態に関する各種試験を行なつた。Table 6 はこの変態温度である。

Fig. 1, 2 に標準鋼および Cu-P-Cr-Zr 系の N2 鋼種の連続冷却変態曲線を記載した。その組織写真を Photo. 1 に示す。

N2 鋼の連続冷却変態では, 800~500°C 間の冷却速度が約 210~4°C/sec となる範囲で Z_w 組織 (通常はベイナイトと称されるもの) が現われる。この範囲で,

Table 6. Transformation point of used steels. (°C)

Steel	Ac ₁	Ac ₃	Ar ₃	Ar ₁
N 1	728	842	748	654
N 2	761	887	835	795
NN	732	836	496	431

Chemical composition (%)	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Zr	V	B
	0.18	0.55	1.49	0.018	0.02	0.17	0.04	0.09	0.01	0.05	-	-

Austenitizing temp. : 910°C
 Heating-up time : 3 min Grain size : 11
 Holding time : 10 min

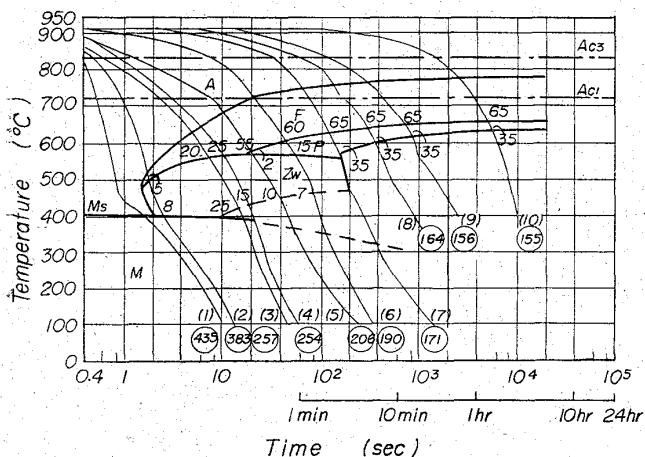


Fig. 1. C. C. T diagram of N1 steel.

オーステナイトの粒界から塊状に生成する初析のフェライトがその形を変え、widmannstätten 状あるいは樹枝状を呈するようになる温度範囲がある (Photo. 1 a)。連続冷却の途中から水冷して変態を中止させた試料について行なった組織観察によつてこの領域を決定し、Fig. 2 では破線で示した。なおこのフェライトは炭化物らし

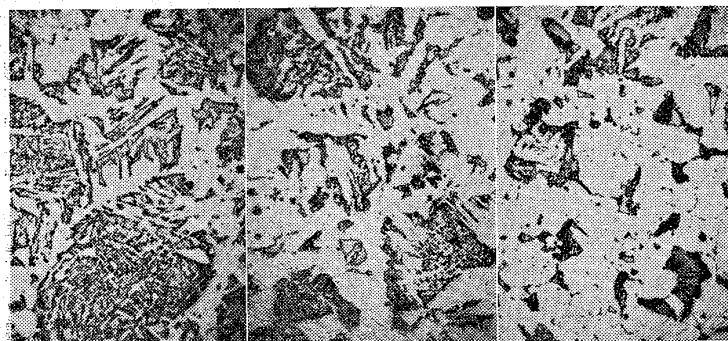


Photo. 1. Microstructures of continuously cooled N2 steel.
 a Hv 213, F 50%, Zw 40%, M 10%
 b Hv 175, F 65%, P 5%, Zw 20%, M 10%
 c Hv 163, F 80%, P 10%, Zw 2%, M 8%

Chemical composition (%)	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Zr	V	B
	0.09	0.74	0.71	0.16	0.04	0.51	0.02	0.57	-	0.048	-	-

Austenitizing temp. : 950°C
 Heating-up time : 3 min Grain size : 10
 Holding time : 10 min

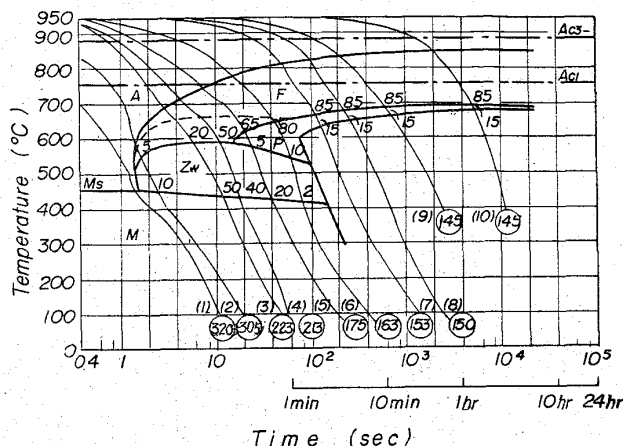


Fig. 2. C. C. T diagram of N2 steel.

いものを含むこともあつたが、その詳細については今後の検討を要する。

Zw 領域では炭化物の析出を含む widmannstätten 状のフェライト (Zw 組織) が生成し、フェライトの枝の間に残つた多くの細かいオーステナイトは続く冷却によつてマルテンサイトに変態する。

冷却速度が遅くなるにつれて塊状フェライトの量が増加し一方 widmannstätten 状のフェライトおよび Zw 組織の量は減少し、17°C/sec 以下になると Zw 組織の前にパーライトが生成し始める (Photo. 1 b)。この傾向は冷却速度の低下とともに助長され (Photo. 1 c)、ついに塊状フェライトとパーライトのみになる。

さらに同鋼種につき溶接用連続変態冷却曲線の測定を行ない熱処理用連続冷却変態曲線との比較検討を行なつたが、前者は高温よりの冷却であり F, Zw, P 領域開始線はより低温側にずれ、かつ発生時間は遅く右側に移行し一方 Ms 点は約 20°C 高温であつた。

4. 結 言

低炭素鋼におよぼす各種合金元素と熱処理の影響を定量的に求め、材質を決定し標準鋼として Zr 鋼を選択しこの系統として単に機械的性質のみならず経済性、溶接性を勘案しその材質特性を明らかにし試験結果を述べた。また熱履歴特性試験によつて Zr 系鋼の変態特性を求め連続冷却変態曲線として熱処理用、溶接用の両曲線図を作製しその差異を検討した。

文 献

- 1) 藤田: 金属学会講演概要, 10 (1957), p. 42
- 2) 藤田: 溶接学会誌, 34 (1965), p. 217