

サイト葉(粗大針状晶)内に生成するオーステナイトの方位の差は比較的小さく、したがってこれらのオーステナイトから生成するマルテンサイトの方位の差もまた小さなものと思われる。そのため塑性的挙動は粗大結晶粒のそれを示し、引張試験片の破断部近傍にオレンジピール状肌荒れを生ずるものと思われる³⁾。高温加熱後徐冷した場合には TiC は冷却過程でオーステナイト粒内に均一に析出し、またマルテンサイトも生じないので、焼入れのための再加熱に際して炭化物の局所的な析出は起こらず、セメンタイトの組成も固溶しやすいものであるために、高温熱履歴現象を示さないものと思われる。以上のことから高温加熱による含 Ti 強靱鋼の機械的性質の劣化を改善するためには、高温加熱により地鉄中に固溶した Ti を TiC としてフェライト中に均一に析出せしめるような冷却方法または再熱処理をとればよいことがわかった。

文 献

- 1) 盛, 沢村: 鉄と鋼, 43 (1963), p. 31
- 2) 第22回溶接冶金研究会資料, No. WM-99-65, p. 12
- 3) R. L. KENYON: Trans. Amer. Soc. Metals, 22 (1934), p. 1099

(228) 低合金フェライト・パーライト鋼の機械的性質におよぼす低温変態生成物の影響

金属材料技術研究所

○青木 孝夫・金尾 正雄

東京大学, 工学部 工博 荒木 透

The Effect of Low Temperature Transformation Products on the Mechanical Properties of Low Alloy Steels with Ferrite-Pearlite Structures

Takao AOKI, Masao KANAO
and Dr. Toru ARAKI

1. 緒 言

現在用いられている非調質の溶接構造用高張力鋼は大部分がフェライト・パーライト組織を有する。高張力鋼は溶接性の点から炭素量を低く押え合金元素の合理的な添加によつて強度を高めているが、合金量が多くなると、偏析、冷却速度などにより、フェライト・パーライト以外の低温変態生成物が混在するようになり、機械的性質に影響をおよぼすおそれがある。この点については IRVINE¹⁾や遠藤²⁾も触れているが、本研究は、パーライト変態を抑制する効果の大きい Mo の含有量と、焼ならしの冷却速度を変えて組織を変化させ、フェライト・パーライト鋼の機械的性質におよぼす低温変態生成物の影響を明らかにする目的で行なつたものである。

2. 供試材および実験方法

高周波誘導炉で溶製した 20 kg 鋼塊の化学成分を Table 1 に示す。14 mm 角に鍛圧した試料を

Table 1. Chemical composition of steels tested.

Sample No.	C	Si	Mn	Mo	P	S
1	0.096	0.21	1.36	—	0.019	0.020
2	0.092	0.22	1.40	0.23	0.018	0.022
3	0.100	0.21	1.37	0.43	0.019	0.020
4	0.101	0.18	1.33	0.62	0.019	0.020

900°C × 30 min 加熱後、800~500°C の平均冷却速度がそれぞれ、約 100°C/min, 22°C/min および 1.6°C/min となるように冷却した。100°C/min は 14 mm 角の材料の空冷速度、22°C/min は厚さ 25 mm の 1m² の鋼板の中心部の空冷速度にほぼ相当する。機械的性質は引張試験, JIS 4号試験片による衝撃試験で調べた。引張試験は, ASTM 小型試験片に準拠した直径 6 mm φ, 標点間距離 25 mm のものを用い、インストロン試験機で 5.6 × 10⁻⁴/sec のひずみ速度で行なつた。また LiF の結晶モノクロメーターを用いた X 線デフラクトメーターで、point by point 法により残留オーステナイトの定量を行なつた。

3. 実験結果および考察

3.1 顕微鏡組織

光学顕微鏡とレプリカによる電顕観察で組織を調べた。1.6°C/min で冷却した組織は、Mo が 0 と 0.2% の場合はフェライトとパーライトであり、0.4 と 0.6% では上部ベイナイト的な組織が、やや混在した。この系列ではフェライト結晶粒度がかなり変化し、Mo 0.2% の試料が最も微細であつた。22°C/min で冷却した組織は、Mo が 0 の時はフェライトとパーライトであつたが (Photo. 1 a), Mo が含まれるとベイナイト的な炭化物配列がみられる組織と、マルテンサイト的な部分が混在した (Photo. 1 b)。100°C/min では、Mo が 0 の試料でもベイナイトが混在し、パーライトはわずかであつた。これら低温変態生成物またはパーライトの占める量は、1.6°C/min と 22°C/min の時は Mo 量にしたがつてわずかに増加するのみであつたが、100°C/min では著しく増加した。

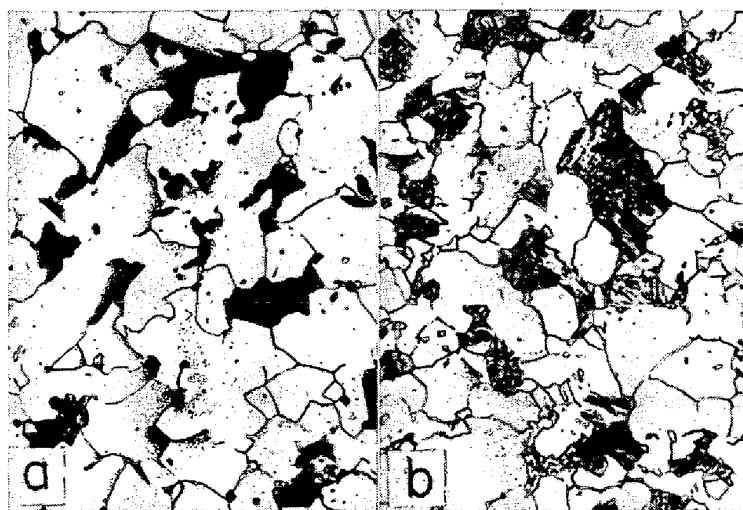


Photo. 1. Microstructures of steel No. 1 and No. 3 (cooling rate 22°C/min). ×800 (3/5)

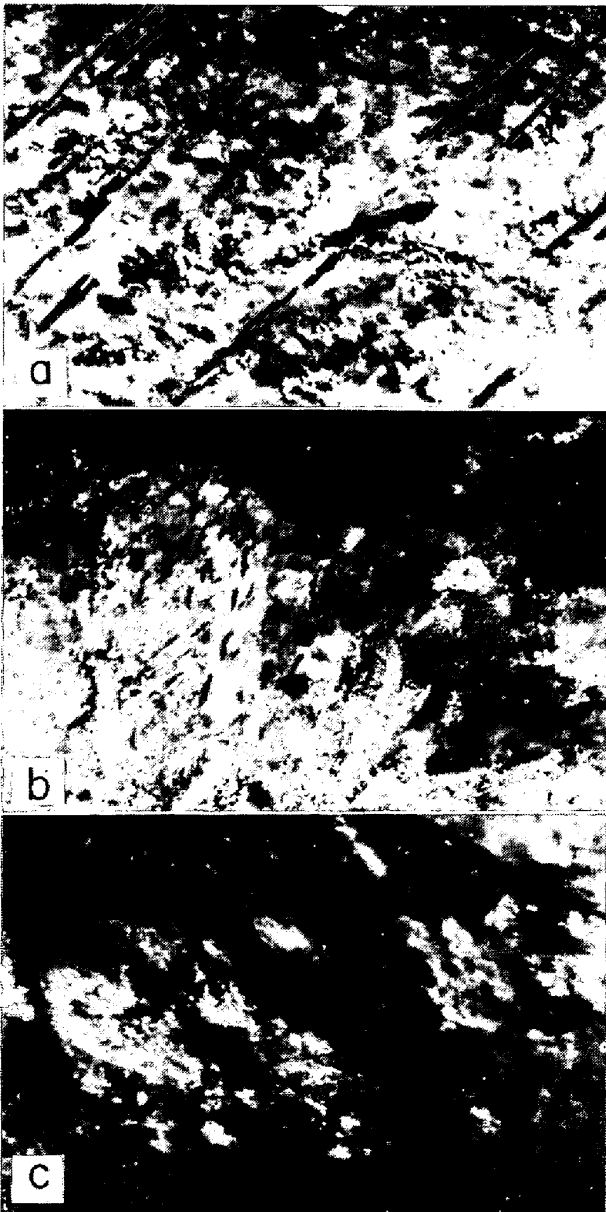


Photo. 2. Transmission electron micrographs of steel No. 3 (cooling rate 22°C/min) showing bainitic (a), (b) and martensitic (c) structures. $\times 50000$ (1/2)

電顕直接観察によると、フェライト・パーライト組織のものは、転位をわずかに含む典型的な組織であつたが、低温変態生成物を含む試料では、転位の少ないフェライト部分と、SHACKLETON³⁾らの恒温変態ペイナイト組織によく似た morphology を示す部分および多数の転位のみを含みマルテンサイトの様相を示す部分が認められた (Photo. 2)。これらと初析フェライトの境界で、フェライト中に転位が多く認められるところもあつたが、詳細は研究中である。

残留オーステナイトはフェライト・パーライト組織のものには認められなかつたが、低温変態生成物を含む試料では微量検出された。Mo 0.6%、冷却速度 100°C/min の試料には 1.4% 存在し、以下低温変態生成物の量に比例して少なくなつた。

3.2 引張試験結果

Table 2 に示した引張試験結果を見ると、Mo の添加によつて、どの冷却速度の場合も引張強さは増加し、伸び、絞りは減少した。しかし降伏強さまたは 0.2% 耐力の傾向は冷却速度によつて変化した。1.6°C/min の場合、全試料が降伏現象を示し、Mo 0.2% が最大降伏強さを示した。22°C/min では、Mo が 0 の時は降伏現象が現われたが、Mo 添加により見られなくなつた。そして Mo 0% の Y.S./T.S に比して、P.S./T.S は著しく低下した。100°C/min では耐力は増加した。組織と対比させて考えると、ほとんどまたはすべてがフェライト・パーライト組織の時は降伏現象を示したが、低温変態生成物が存在する試料では認められなくなつた。前者の Y.S./T.S は約 0.7 前後であつたが、後者の P.S./T.S は 0.5~0.6 に低下した。

一般にフェライト・パーライト鋼の強度は固溶効果、結晶粒度およびパーライト量で決定される。降伏点を生じた試料について、パーライト量と Mo の固溶効果を IRVINE⁴⁾らのデータで補正した強度を $d^{-1/2}$ に対してプロットした (Fig. 1 の黒印)。この結果直線関係が認められ、かつその傾斜は IRVINE らとほぼ一致した。同じ図に降伏が生じなかつた試料の値もプロットした。これには何らの補正も加えてないが、固溶効果や結晶粒度が支配的因子でないことがわかる。そこで初析フェライト量に対して強度をプロットしてみると、初析フェライト量の減少、すなわち低温変態生成物の増加とともに強さが増した (Fig. 2)。強度に対してこれが支配的因子であるといえよう。このことは遠藤²⁾らの結果と一致した。

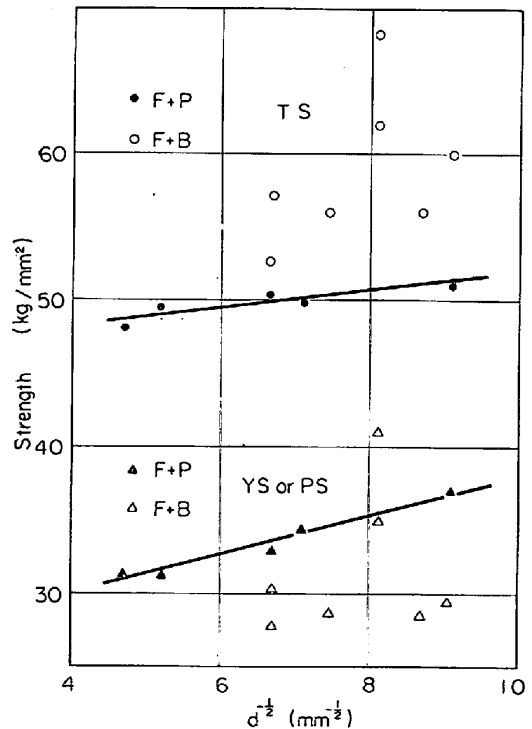


Fig. 1. Relationship between tensile properties and grain size.

Table 2. Mechanical properties of steels.

Cooling rate	Steel No.	T. S. kg/mm ²	Y. P. kg/mm ²	0.2% P.S. kg/m	El. %	R. A. %	Hv	vTrs °C	G.S.N.
1.6°C/min	1	48.0	31.7		39.2	72.2	135	+10	5.9
	2	51.6	37.5		36.0	69.5	151	-61	9.8
	3	51.7	35.2		37.1	69.9	147	-24	8.6
	4	53.5	33.5		34.2	69.4	152	-10	8.1
22°C/min	1	49.7	31.2		38.8	71.5	144	+7	6.6
	2	56.9		28.1	34.4	64.4	161	-14	9.5
	3	57.5		29.1	32.0	64.1	168	+17	8.7
	4	58.9		30.6	39.0	62.7	174	+17	8.1
100°C/min	1	52.9		28.2	34.8	66.5	153	+23	8.0
	2	60.7		29.9	30.0	57.6	171	+3	9.7
	3	63.5		35.4	29.4	57.3	186	+23	9.3
	4	70.0		42.3	28.4	61.7	212	+10	9.3

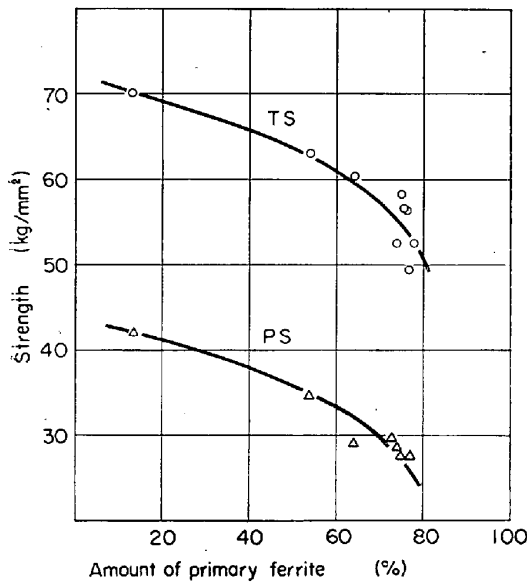


Fig. 2. Effect of primary ferrite on tensile properties of steels with low temperature transformation products.

以上の考察をもとにして、前述の試験結果を考えると冷却速度が 1.6°C/min の場合は、降伏点の変化は結晶粒度の変化によるものと考えられ、冷却速度が 22°C/min の場合はパーライトから低温変態生成領域への変化にともなうものであり、そして 100°C/min の場合は、低温変態生成物の量の増加によって説明できる。

3.3 衝撃試験結果

衝撃性質におよぼす低温変態生成物の影響を調べるためには、衝撃特性に大きな影響をおよぼす結晶粒度の効果を除いて考えなくてはならない。PETCH⁴⁾ によると衝撃遷移温度は $\ln d^{-1/2}$ と直線関係がある。この関係を用い、 $\ln d^{-1/2}$ に対して Table 2 に示した 50% 延性破面遷移温度をプロットすると Fig. 3 のようになった。黒丸はフェライト・パーライト組織、白丸は低温変態生成物の混在するものである。これを見ると明らかに 2 つのグループに大別され、それぞれ $\ln d^{-1/2}$ に対して直線関係があつた。そして低温変態生成物を含む試料では同

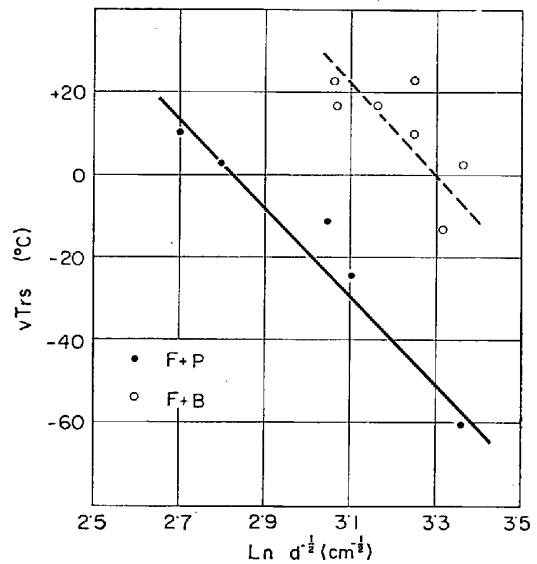


Fig. 3. Relationship between grain size and impact transition temperature (50% ductile fracture criterion).

じ結晶粒度で比較すると、約 50°C 遷移温度が上昇することがわかる。この場合、強度の場合と異なり、低温変態生成物の量はあまり大きな影響をおよぼさないようである。

4. 結 言

以上の結果をまとめるとつぎの通りである。

(1) 0.1%C, 0.2%Si, 1.4%Mn, 0~0.6%Mo 鋼の焼ならし材の組織中に、フェライト、パーライト以外に、ベイナイト、マルテンサイト、および残留オーステナイト組織が存在した。

(2) これら低温変態生成物が存在すると、降伏現象が消失し、引張試験における耐力と引張強さの比が著しく低下した。そして強度は低温変態生成物の量に依存した。

(3) シャルピー衝撃遷移温度は低温変態生成物を含む、含まないによって、2つのグループに大別され、それぞれが $\ln d^{-1/2}$ と直線関係があり、同じ結晶粒度で比較すると低温変態生成物の量にあまり関係なく、約 50

°C 遷移温度が上昇した。

文 献

- 1) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 201 (1963) 6, p. 944
- 2) 遠藤, 金尾: 鉄と鋼, 50 (1964) 12, p. 2017
- 3) D. N. SHACKLETON and P. M. KELLY: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), Iron & Steel Inst. Special Report, 93 (1965), p. 126
- 4) J. HESLOP and N. J. PETCH: Phil. Mag., 3 (1958), p. 1128~1136

(233) 18%Ni マルエージング鋼におよぼす Ti, Be の影響

特殊製鋼, 技術研究所

工博 日下 邦男・○岩丸 正明

八洲特殊鋼 荒木 昭太郎

Effect of Ti and Be on 18% Ni Maraging Steels

Dr. Kunio KUSAKA, Masaaki IWAMARU and Shotaro ARAKI

1. 緒 言

18% Ni マルエージング鋼は超強力鋼として、すぐれた性能を有することは、すでにいろいろ報告されているが、その溶体化状態では HRC 30 と軟らかく、約 480°C 時効によつて HRC 52 に硬化し、しかもこの際の寸法変化が少なく、0.05% 程度の収縮であるので、精密型としての用途が考えられる。型として用いる場合には一般に耐摩耗性の点から HRC 60 以上の硬度を必要とし、標準型 18%Ni マルエージング鋼では硬度不足である。よつてわれわれは HRC 60 を目標として、これに種々の合金元素を添加し、または変化させて実験を行なつていくが、今回は Ti および Be 添加の影響について報告する。

2. 供 試 材

供試材は 3kW 真空管式高周波炉により 500g 鋼塊を溶製し、これを鍛伸したもの、および真空溶解炉により 100 kg 鋼塊を溶製し、皮削後 70 mm 角および 20 mm φ に鍛伸したものをを用いた。供試材の化学成分は Table 1 に示すごとく、Ni 18, Mo 5, Co 9, Ti 0.6, Al 0.2 を基本成分とし Be を 1.1% まで添加し、また Ti を 4.9% まで変化させた。

3. 実 験 結 果

3.1 溶体化硬度

抜型その他の型に使用する場合には、溶体化処理状態において切削またはコールド、ポピング法によつて型彫りをするため、硬度はなるべく低い方がのぞましい。

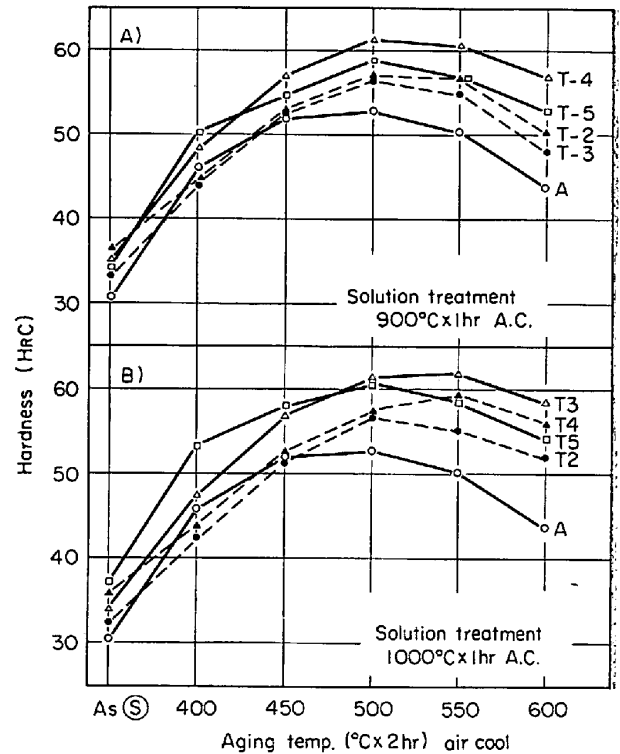


Fig. 1. Effect of aging temperature on the hardness of 18% Ni maraging 0.6~4.9%Ti.

Table 1. Chemical composition of steels tested.

Steel	Chemical composition (%)									
	C	Si	Mn	Ni	Mo	Co	Al	Ti	Be	Zr
A	0.03	0.09	0.14	18.70	5.00	9.46	0.09	0.60		
B-2	0.02	0.10	0.14	17.26	4.89	8.72	0.18	0.65	0.17	
B-3	0.02	0.10	0.15	17.89	4.89	9.08	0.29	0.73	0.39	
B-4	0.02	0.11	0.13	17.89	4.89	9.16	0.29	0.57	0.65	
B-5	0.02	0.06	0.06	17.01	4.41	8.36	0.30	0.72	0.84	
B-6	0.02	0.05	0.05	16.59	4.48	8.60	0.29	0.92	1.10	
T-2	0.01	0.05	0.02	18.27	4.88	8.72	0.18	1.71		
T-3	0.01	0.05	0.03	18.78	5.15	9.41	0.19	2.25		
T-4	0.01	0.05	0.02	18.20	5.00	9.00	0.20	3.50		
T-5	0.04	0.05	0.05	18.64	4.80	8.90	0.17	4.90		
C-134	0.02	0.02	0.07	18.55	4.96	9.15	0.31	2.35		0.014