

## 論 文

UDC 669.15-192 : 669.15-194 : 539.4.015.1

## 二相混合組織をもつ鉄合金の強度と延性について\*

田村 今男\*\* · 友田 陽\*\*\* · 山岡 幸男\*\*\*\*  
 金谷 三郎\*\*\*\* · 小沢 正俊\*\*\*\*\* · 赤尾 明\*\*\*

## The Strength and Ductility of Two-phase Iron Alloys

Imao TAMURA, You TOMOTA, Yukio YAMAOKA,  
 Saburo KANATANI, Masatoshi OZAWA, and Akira AKAO

## Synopsis:

The strength and ductility of two-phase iron alloys with a ductile second phase were studied. The alloys used in this investigation were classified in three groups, that is, Fe-Cr-Ni alloys composed of austenite and ferrite, Fe-Ni-C alloys composed of austenite and martensite, and Fe-C alloys composed of ferrite and martensite; these phases had various volume fractions.

The main results obtained are as follows:

(1) In case of Fe-Cr-Ni alloys having different volume fractions of phases, when the same heat treatment was given, the better combination of strength and elongation was obtained in two-phase alloys than in single-phase alloys of austenite or ferrite. The main cause of this behavior was the difference in grain size. The coarsening of grains in two-phase alloys was much slower than that in single-phase alloys.

(2) The effects of grain size on strength were shown by Petch type relations even in two-phase alloys as well as in single phase ones.

(3) The effect of the volume fraction of phases on tensile properties with nearly the same grain size depended on the difference between the tensile properties of the second phase and the matrix. As the ratio of the 0.2% proof stress of the second phase to that of the matrix became larger than about 3, the relation between 0.2% proof stress and the volume fraction became to deviate from a linear relationship; this is known as the law of mixture. This may be caused by the difference of strains in the second phase and the matrix which becomes larger with an increase of the ratio.

(Received July 26, 1972)

## 1. 緒 言

二相混合組織合金のなかには、9%Ni 低温用鋼、フェライト-オーステナイト二相ステンレス鋼、不完全焼入鋼、TRIP 鋼など、特徴的な性質を示すものが多い。しかしながら、混合組織合金の機械的性質に関する研究の多くは、第二相として硬質粒子の分散した合金に関するものであり<sup>1)~7)</sup>、母相、第二相ともにある程度の延性を有する二相合金に関する基礎的な研究は少ない。したがって、二相合金の機械的性質に関する基本的な考え方については、現在きわめて不完全である。著者らの一部によつてすでに、Fe-31%Ni オーステナイト-マルテンサイト混合組織鋼<sup>8)</sup> および Fe-Cr-Ni フェライト-オーステナイト混合組織鋼<sup>9)</sup> について一部報告したが、本研究ではさらに広範囲に種々な化学組成をもつ Fe-Cr-Ni 合

金、Fe-Ni-C合金、Fe-C合金を用いて、オーステナイト-フェライト、オーステナイト-マルテンサイト、フェライト-マルテンサイトからなる各単相および二相合金を作製し、引張試験により二相混合組織合金の引張性質を支配する因子を明らかにする目的で本研究をおこなつた。

## 2. 実験方法

実験に用いた合金の大部分は、純鉄、電解ニッケル、電解クロムおよびグラファイトを高周波誘導加熱炉で真

\* 昭和47年4月本会講演大会にて発表

昭和47年6月26日受付

\*\* 京都大学工学部 工博

\*\*\* 京都大学大学院

\*\*\*\* 京都大学工学部

\*\*\*\*\* 大同製鋼(株)

Table 1. Chemical compositions of specimens (wt%).

		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe	V.F.F.*
(A) Fe-Cr-Ni austenite and ferrite	1	0.009	0.02	0.005	0.002	0.016	17.64	20.41	Bal.	100%
	2	0.002	0.02	0.005	0.002	0.013	7.35	30.35	Bal.	67.2%
	3	0.002	0.02	0.005	0.002	0.009	10.49	28.18	Bal.	50.8%
	4	0.004	0.02	0.005	0.002	0.010	13.76	24.30	Bal.	32.4%
	5	0.003	0.03	0.005	0.002	0.007	3.03	34.97	Bal.	0%
(B) Fe-Ni-C austenite and martensite										Ms Temp.
	1	0.005	0.01	0.01	0.002	0.008	30.8	—	Bal.	-60°C
	2	0.23	0.21	0.22	0.004	0.002	28.89	—	Bal.	-57°C
3	0.37	0.04	0.005	0.003	0.002	25.21	—	Bal.	-50°C	
(C) Fe-C ferrite and martensite										V.F.M.**
	1	0.001	0.001	0.003	0.005	0.006	—	—	Bal.	0%
	2	0.12	0.005	0.002	0.01	0.008	—	—	Bal.	21.1%
	3	0.19	0.51	0.009	0.30	0.013	—	—	Bal.	44.2%
	4	0.33	0.72	0.013	0.34	0.021	—	—	Bal.	78.6%
5	0.41	0.75	0.020	0.21	0.021	—	—	Bal.	100%	

\* Volume fraction of ferrite, \*\* Volume fraction of martensite

空溶解することにより、実験室的に作製したものであり、Fe-C系の一部 (Table 1 中、Fe-C 系の 3, 4, 5 の合金) は市販の炭素鋼である。その化学組成を Table 1 に、状態図<sup>10)</sup>中のその位置を Fig. 1 に示す。

これらを熱間および冷間圧延により、約 0.5 mm 厚の板材とした。これから圧延方向に平行に、Fig. 2 に示すような引張試験片を作製した。

各合金はそれぞれ Table 2 および 5 に示す熱処理を施した後、化学研磨、あるいは電解研磨により表面を研磨して実験に供した。引張試験はインストロン型島津オートグラフを用い、クロスヘッド速度 1 mm/min (歪速度約  $5.5 \times 10^{-4}$ /sec) でおこなった。

体積率および結晶粒径の測定は光学顕微鏡写真を用いて線分析法<sup>11)</sup>にておこなった。

### 2.1 Fe-Cr-Ni 合金 (フェライトとオーステナイト) の熱処理

900°C 近傍の種々の温度で焼鈍後、水焼入れしてフェライトとオーステナイトの二相混合組織とした。その結果、Table 1 に示すように種々なフェライト体積率をもつ二相混合組織鋼が得られた。これらの混合組織鋼においては、Fig. 1-(a), (b) の Fe-Cr-Ni 状態図からわ

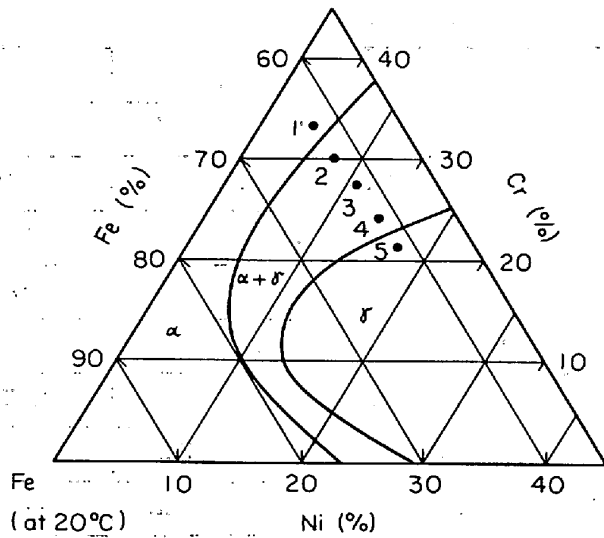
かるように各相の濃度は同じで、混合の割合のみが異なる。すなわち、フェライト相の濃度は、大体 Cr 35%, Ni 5% であり、オーステナイト相の濃度は、Cr 23%, Ni 17% である。

結晶粒径を変化させる目的で、焼鈍時間および温度を変化させた。このなかで 1050°C 以上の温度で焼鈍したものは、焼鈍後 1000°C まで徐冷し、そこで 1 hr 保持した後に水焼入れした。(Table 2 参照)

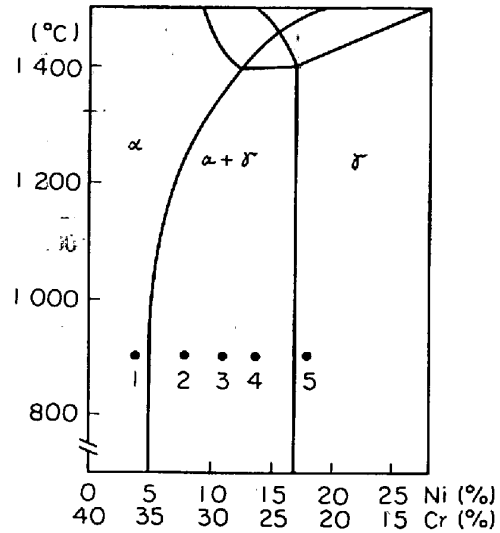
また、フェライト相とオーステナイト相の硬度の差を大きくするために、焼入れ後 480°C で 100 hr の時効処理を施した。これにより、フェライトが時効硬化して、オーステナイトとの硬度の差が大きくなった。(Table 3 参照)

### 2.2 Fe-Ni-C 合金 (オーステナイトとマルテンサイト) の熱処理

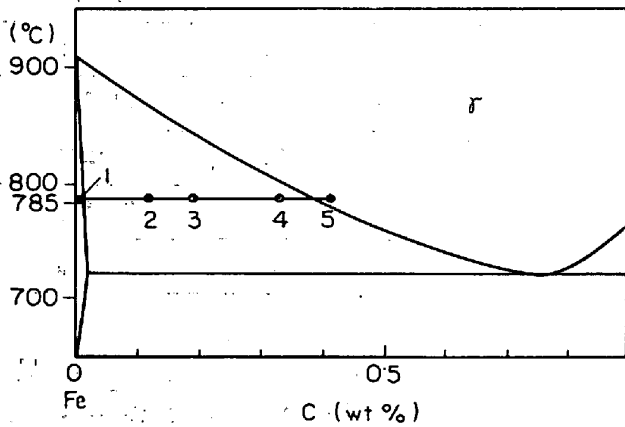
1100°C 近傍の種々の温度でオーステナイト化処理を施した後炉冷した。三合金とも室温においてはオーステナイト単相であり、Table 1 に示した各  $M_s$  点以下の種々な温度に冷却することによりオーステナイトとマルテンサイトの二相混合組織とした。冷却温度を変えることによつて、マルテンサイトの体積率を変化させた。こ



(a) Fe-Cr-Ni diagram



(b) 60% Fe cross section



(c) Fe-C diagram

Fig. 1. Constitutional diagrams of alloys used in this investigation.

(a), (b) Fe-Cr-Ni alloys. (c) Fe-C alloys.

の場合、同じ組成の合金では、オーステナイト相およびマルテンサイト相の濃度は同じで混合の割合のみが異なる。

結晶粒径を変化させる目的で、オーステナイト化温度および時間を変化させた。

オーステナイトとマルテンサイトの強度差は、合金組成、主として炭素量によって異なり、炭素量の多い合金ほど、強度の差が大きかった。(Table 4 参照)

### 2.3 Fe-C 合金 (フェライトとマルテンサイト) の熱処理

950°C~1200°C の種々な温度でオーステナイト化処理を施した後、785°C まで冷却し、785°C で 2 hr 保持した後、氷塩水中に焼入れて、フェライトとマルテンサイトの二相混合組織を作製した。その結果得られた試料のマルテンサイトの体積率を Table 1 に示す。

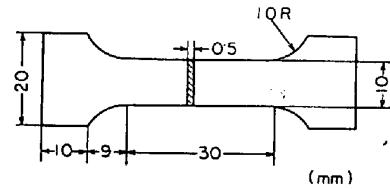


Fig. 2. Shape of tensile specimen.

フェライト相は Fig. 1-(c) の Fe-C 状態図中の 1 の組成 (0.001% C)、マルテンサイト相は 5 の組成 (0.41% C) を有し、この場合も各相の濃度はほぼ同じで、混合の割合のみが異なる。

結晶粒径の調整の目的でオーステナイト化処理の温度および時間を変化させた。また、マルテンサイトとフェライトの硬度差を変化させる目的で 200°C, 400°C, 600°C で各 1 hr の焼もどし処理をおこなった。この結果、焼もどし温度が高いほど、硬度の差は小さくなった。(Table 6 参照)

なお、本論文においては、強さ、硬さの大きい方の相を第二相、小さい方を母相あるいは第一相として示すことにする。

## 3. 実験結果

### 3.1 光学顕微鏡による組織観察

Photo. 1 に Fe-Cr-Ni 合金の組織を示す。この組織においてフェライトが黒く現われている。Fig. 3 にはこの Fe-Cr-Ni 合金の EPMA 分析結果を示す。これより二相混合組織中のオーステナイト相およびフェライト相の Cr と Ni の濃度はそれぞれの単相合金の場合の濃度とほぼ同じであることがわかる\*。したがって、Fig. 1-

\* このデータは三元系二相範囲での平衡タイラインについての確認を意味する。

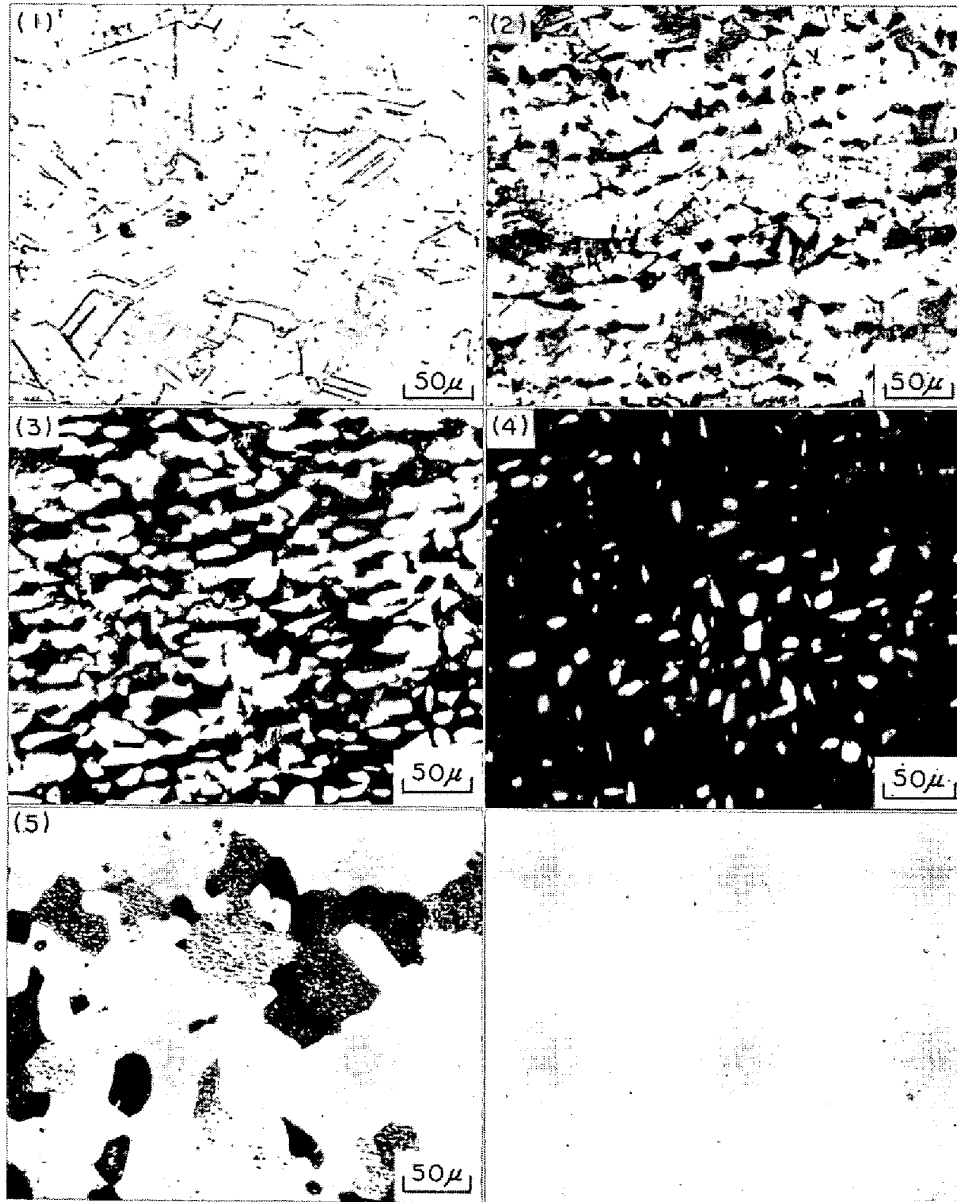


Photo. 1. Optical micrographs of two-phase alloys composed of austenite and ferrite in Fe-Cr-Ni alloys (as quenched), volume fraction of ferrite : (1) 0% (2) 32.4% (3) 50.8% (4) 67.2% (5) 100% Etchant:  $\text{HNO}_3 : \text{HCl} = 1 : 3$

(a), (b) の状態図に示した通りの組成が熱処理によって得られていると考えられる。

Photo. 2 に Fe-31% Ni 合金のオーステナイトとマルテンサイトの二相混合組織, Photo. 3 に Fe-C 合金のフェライトとマルテンサイトの二相混合組織を示す。いずれの場合もマルテンサイト相が黒く現われている。

### 3.2 同一処理を施した場合の Fe-Cr-Ni 合金の引張性質

Fe-Cr-Ni 合金の第二相 (フェライト) の種々な体積率をもつ合金を用いて,  $1175^\circ\text{C}$  で 5 hr の焼鈍後, 水焼入れしたものについて引張試験をおこなった結果を

Fig. 4-(b) に示す。引張強さは, 二相混合域でオーステナイトおよびフェライト単相のものよりも上昇している。0.2% 耐力もフェライト単相の場合に比較して, フェライト約 70% の混合組織合金の方が高い。このように, 二相混合組織状態の方が単相合金に比べて強度と伸びの組み合わせの良好な場合が認められる。この原因としては, 第二相が存在するという以外に, 混合組織では, 単相に比べて結晶粒が微細であるということがあげられる。Fig. 4 にはこの熱処理を施した場合の各合金の平均有効結晶粒径  $\bar{d}$  をも示している。ここで平均有効結晶粒径  $\bar{d}$  とは次式により求めたものである。

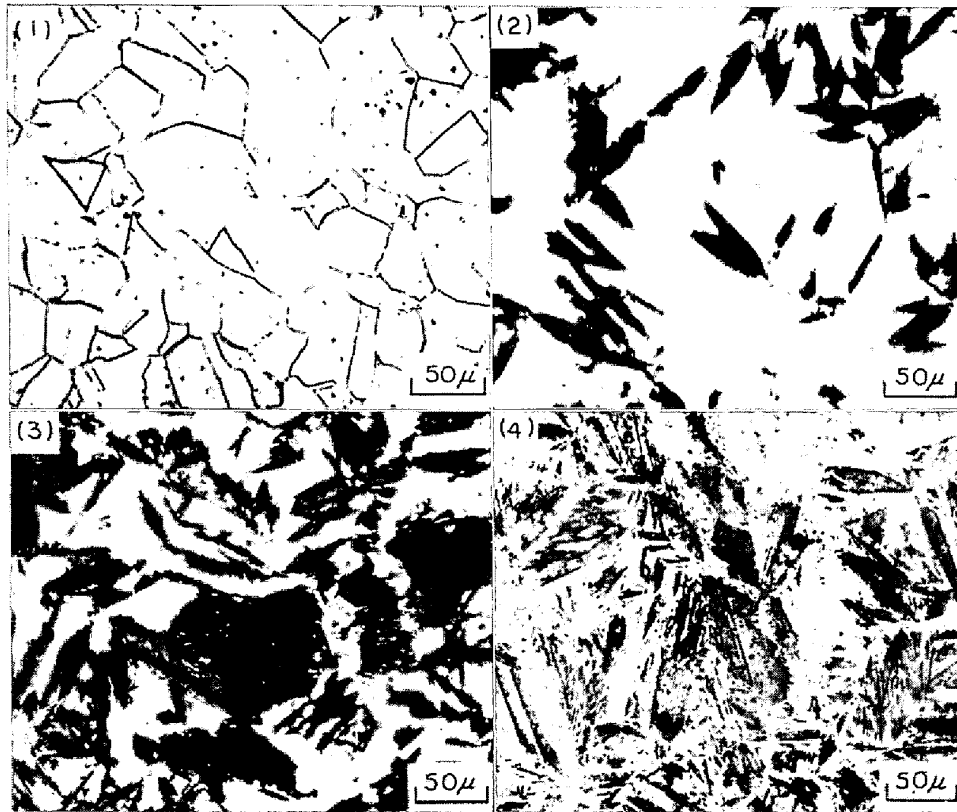


Photo. 2. Optical micrographs of two-phase alloys composed of austenite and martensite in Fe-31% Ni alloys, volume fraction of martensite : (1) 0% (2) 33.5% (3) 70.5% (4) 95% Etchant : 30 g Na<sub>2</sub>S<sub>2</sub>O<sub>5</sub>/100 ml H<sub>2</sub>O

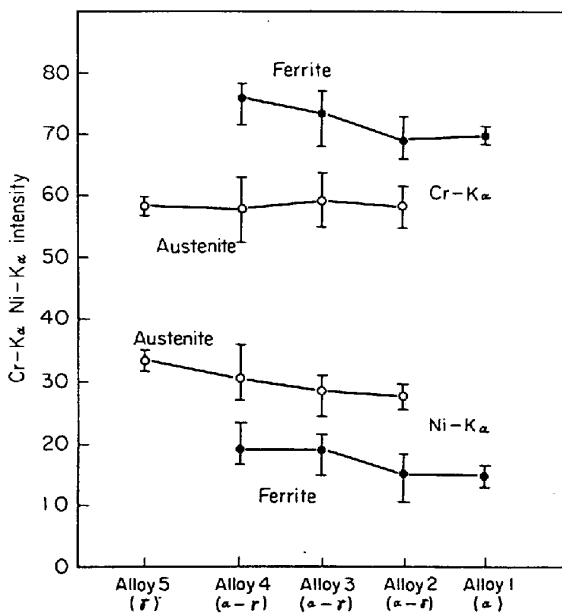


Fig. 3. Intensity of Cr-K<sub>α</sub> and Ni-K<sub>α</sub> radiations by EPMA in Fe-Cr-Ni alloys with several volume fractions of ferrite.

$$\bar{d} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (d_1)_i \cdot V_1 + \frac{1}{m} \sum_{j=1}^m (d_2)_j \cdot V_2 \dots \dots \dots (1)$$

$$V_1 + V_2 = 1$$

ここに,

$\bar{d}$  : 平均有効結晶粒径 (mean effective grain size)

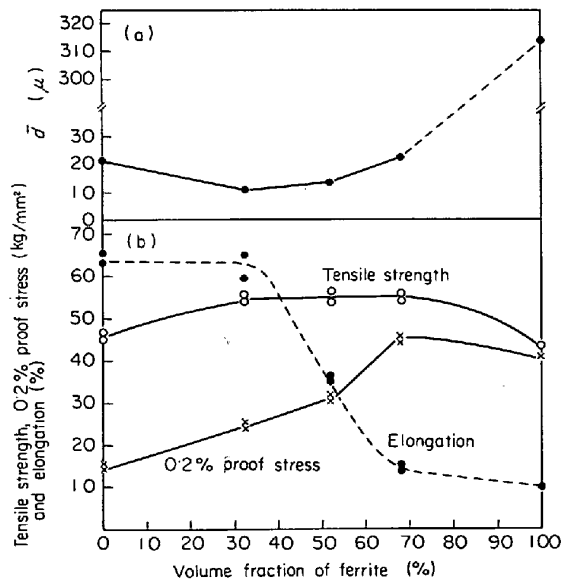


Fig. 4. Effect of volume fraction on the tensile properties and mean effective grain size ( $\bar{d}$ ) of Fe-Cr-Ni alloys with the same heat treatment (1175°C, 5hr). (a) Mean effective grain size. (b) Tensile properties.

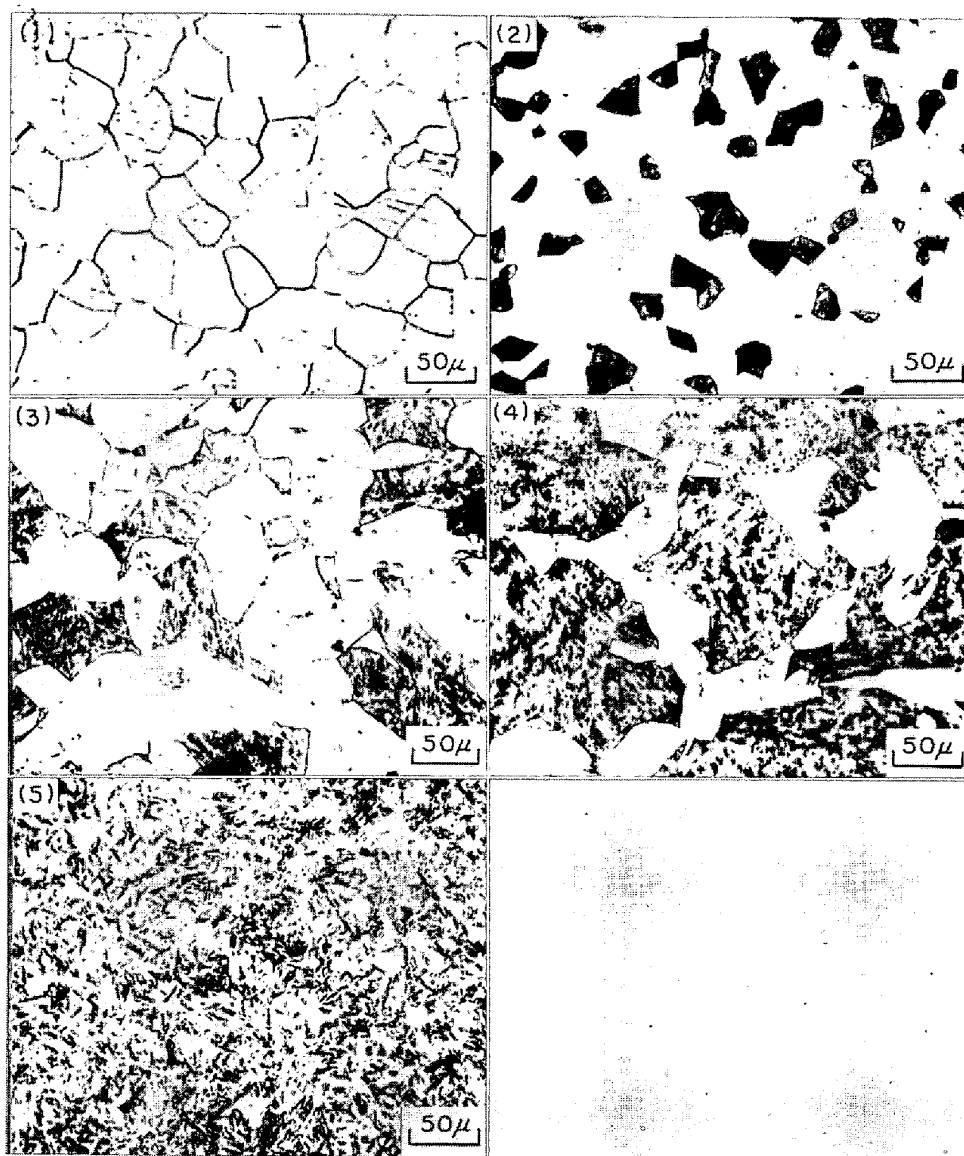


Photo. 3. Optical micrographs of two-phase alloys composed of ferrite and martensite, volume fraction of martensite : (1) 0% (2) 21.1% (3) 44.2% (4) 78.6% (5) 100%  
etchant : 8 g  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_8/100 \text{ ml } \text{H}_2\text{O}$

$d_1$  : 第一相の結晶粒径

$d_2$  : 第二相の結晶粒径

$V_1$  : 第一相の体積率

$V_2$  : 第二相の体積率

Fig. 4-(a) に示すように、二相状態では单相状態に比較して、結晶粒の成長がはるかに遅いので、結果的に結晶粒が細かいという特徴がある。

このような結晶粒径の相違も Fig. 4-(b) の引張性質の傾向に影響をおよぼしていると考えられる。

### 3.3 引張性質におよぼす第二相体積率の影響

第二相の体積率の影響を明らかにするには、3.2 で述べたような結晶粒径の影響を除かねばならない。したがってあらかじめ熱処理によって平均有効結晶粒径  $\bar{d}$  を

ほぼ一定にそろえた单相および二相合金を用いて引張試験をおこなった。その結果、引張性質におよぼす第二相体積率の影響は、第一相と第二相の性質の相違により種々な傾向を示した。

#### 3.3.1 Fe-Cr-Ni 合金(オーステナイトとフェライト)

Table 2 に示すような熱処理によつて各合金の平均有効結晶粒径  $\bar{d}$  をほぼ  $18 \mu$  前後にそろえた。これらを用いて引張試験をおこなった結果を Fig. 5-(a) に示す。

Fig. 4 に比較して、結晶粒径の影響がほぼ除かれているため、二相域での引張強さや 0.2% 耐力がフェライト单相のものよりも高くなるようなことはなく、0.2% 耐力はフェライトの体積率の増加に伴つて上昇し、ほぼ直線に近い関係を示している。すなわち、混合則に近い

Table 2. Heat treatment for obtaining nearly same grain size in Fe-Cr-Ni alloys.

Alloy	Heat treatment	Mean effective grain size ( $d$ ) [ $\mu$ ]
1	750°C 0.5 hr	20.1
2	1 070°C* 2 hr	19.1
3	1 175°C* 5 hr	14.5
4	1 125°C* 12 hr	11.9
5	1 020°C 1 hr	18.9

\* Specimens were cooled in furnace to 1 000°C, kept for 1 hr. at 1 000°C and then quenched into water.

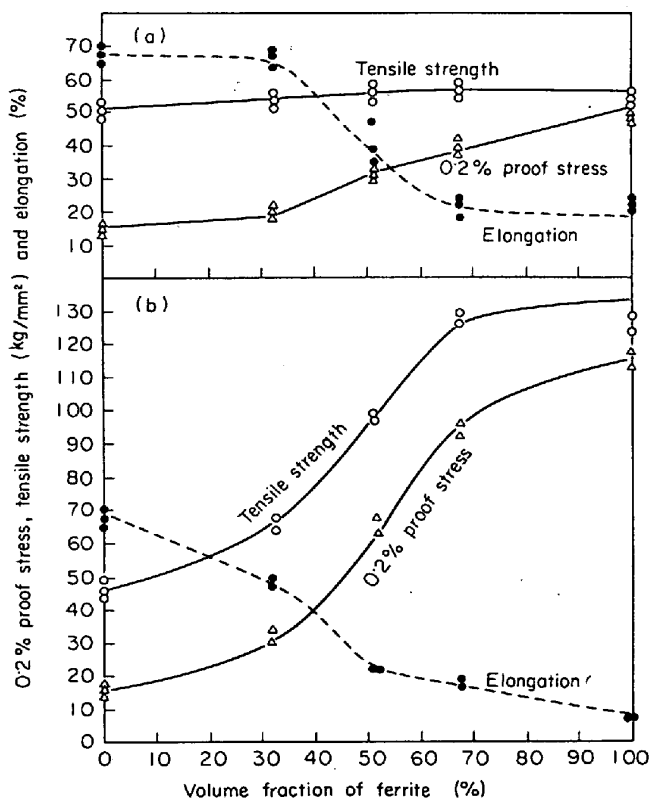


Fig. 5. Effect of volume fraction on the tensile properties of Fe-Cr-Ni alloys with nearly same grain size. (a) As quenched. (b) Aged at 480°C for 100hr.

Table 3. Mechanical properties of austenite and ferrite in Fe-Cr-Ni alloys.

	Hardness (Hv)				0.2% Proof stress (kg/mm <sup>2</sup> )				Tensile strength (kg/mm <sup>2</sup> )			
	$\gamma^*$	$\alpha^{**}$	Difference	Ratio	$\gamma^*$	$\alpha^{**}$	Difference	Ratio	$\gamma^*$	$\alpha^{**}$	Difference	Ratio
As quenched	126	225	99	1.8	16	50	34	3.1	51	53	2	1.0
Aged***	120	420	300	3.5	18	117	99	6.5	42	123	81	2.9

\* Austenite, \*\* Ferrite, \*\*\* Aged at 480°C for 100 hr. (alloy 5) (alloy 1)

関係である。一方、伸びはフェライト体積率の増加に伴って減少する傾向を示しているが、約 30% のフェライト体積率の場合には、オーステナイト単相の場合に比べてほとんど減少していない。

つぎに、フェライト相とオーステナイト相の硬さの差を大きくすることを目的として、480°C 100 hr の時効処理を施した後、引張試験をおこなった。

時効前と時効後のオーステナイトおよびフェライトの引張強さ、0.2%耐力、硬度の変化を Table 3 に示す。

時効によってもオーステナイト相の硬さはほとんど変化せず Hv 120 程度であつた。これに対してフェライト相は、時効前の硬さは Hv 225 で時効後は Hv 420 と大きく硬化した。この合金におけるフェライト相は、大体 35% Cr, 5% Ni の化学組成をもち、この時効硬化は、高 Cr フェライト鋼にみられるような二相分離による時効硬化現象 (475°C 脆性)<sup>12)</sup> と同一の現象と考えられる。

このように、フェライト相を硬化させた結果、引張性質と第二相体積率の関係は、Fig. 5-(b) のようになり、Fig. 5-(a) の傾向とはかなり異なっている。少量のフェライトが存在すると伸びの減少は大きくなり、0.2%耐力および引張強さは、フェライト体積率の増加に伴って最初は徐々に増加し、約 30~70% のフェライト体積率の間で急に増加し、その後またびゆるやかに増加している。

このように、第二相の性質が変化すると二相混合組織合金の引張性質におよぼす第二相体積率の影響は変わってくる。

### 3.3.2 Fe-Ni-C 合金 (オーステナイトとマルテンサイト)

Fe-Ni-C 系の三合金は、オーステナイトとマルテンサイトの強度差を変化させる目的で、炭素量を変化させると同時に、 $M_s$  点をほぼ  $-50^\circ\text{C}$  に保つ目的で Ni 量を調整したものである。これら三合金は、いずれも室温ではオーステナイト単相であり、各  $M_s$  点以下の種々な温度に冷却することによって二相混合組織とした。このなかで、Fe-25% Ni-0.4% C 合金は室温で引張試験をお

Table 4. 0.2% Proof stress and tensile strength of austenite and martensite in Fe-Ni-C alloys.

	0.2% Proof stress (kg/mm <sup>2</sup> )				Tensile strength (kg/mm <sup>2</sup> )			
	Austenite	Martensite	Difference	Ratio	Austenite	Martensite	Difference	Ratio
Fe-31Ni*	19	44	25	2.3	35	58	23	1.7
Fe-30Ni-0.2C*	19	71	52	3.6	47	106	59	2.3
Fe-25Ni-0.4C**	16	117	101	7.3	61	152	91	2.5

\* tested at RT, \*\* tested at 135°C.

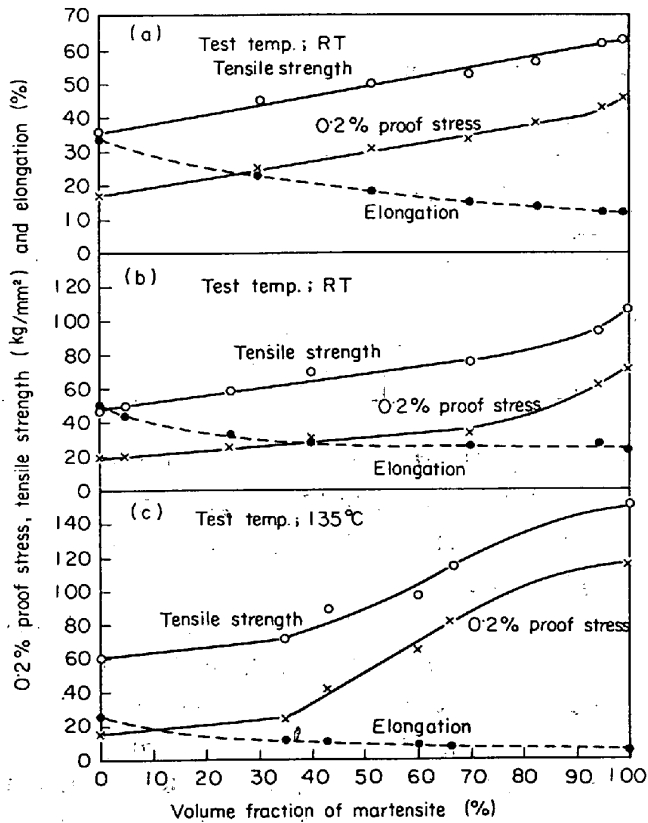


Fig. 6. Effect of volume fraction on the tensile properties of Fe-Ni-C alloys. (a) Fe-31% Ni alloy. (b) Fe-30% Ni-0.2% C alloy. (c) Fe-25% Ni-0.4% C alloy.

こなうと、歪誘起マルテンサイト変態を起こす。他の二合金(Fe-30% Ni-0.2% C, Fe-31% Ni)は、 $M_d$  点が室温以下にあり、室温で引張試験をおこなつても歪誘起マルテンサイト変態は生じない。このために、変形中に組織の変化が起こらないように Fe-25% Ni-0.4% C 合金は  $M_d$  点以上の温度である 135°C で、他の二合金は室温で引張試験をおこなつた。三合金のマルテンサイト相およびオーステナイト相の 0.2% 耐力および引張強さを Table 4 に示す。炭素量が増加するに伴つて、オーステナイトとマルテンサイトの強度の比および差が大きくなつていく。

引張性質におよぼす第二相(マルテンサイト)の体積

率の影響を Fig. 6 に示す。(a) は Fe-31% Ni 合金、(b) は Fe-30% Ni-0.2% C 合金、(c) は Fe-25% Ni-0.4% C 合金の場合である。Fe-31% Ni 合金では、0.2% 耐力および引張強さはマルテンサイト体積率の増加に伴い、ほぼ直線的に増加している。

Fe-30% Ni-0.2% C 合金では、0.2% 耐力はマルテンサイト体積率約 70% まで直線的に徐々に増加し、その後、マルテンサイト体積率の増加に伴つて急に増加する。引張強さもマルテンサイト体積率約 70% あたりから急に増加の割合が大きくなつていく。

Fe-25% Ni-0.4% C 合金では、0.2% 耐力は Fe-30% Ni-0.2% C 合金でみられるような急激な増加がマルテンサイト体積率約 40% から始まり、Fe-Cr-Ni 合金の時効後の結果 (Fig. 5-(b)) に類似した傾向を示している。伸びは三合金ともに、Fe-Cr-Ni 合金の時効後の傾向に似ており、少量のマルテンサイト相が存在すると減少し始める。このように、Fe-Ni-C 系三合金では、伸びの傾向はいずれも似ており、強度は多少異なつた傾向を示している。つまり、オーステナイトとマルテンサイトの強度差あるいは比の小さい Fe-31% Ni 合金では強度とマルテンサイト体積率の間に直線的な関係がみられ、Fe-30% Ni-0.2% C; Fe-25% Ni-0.4% C 合金と強度比が大きくなるに伴い、直線関係からはずれてくる。

### 3.3.3 Fe-C 合金 (フェライトとマルテンサイト)

この合金系の結晶粒径の調整の場合には、フェライト粒径に対応するマルテンサイトの粒径として、マルテンサイト葉の大きさ、旧オーステナイト粒径、あるいは松田らの提唱する有効結晶粒径<sup>13)</sup>などいずれを考えるべきかという問題がある。そこで、本実験では、フェライト粒径のみに着目して、フェライト粒径が大体 30 $\mu$  になるように Table 5 に示すような熱処理を施した。実際に熱処理により得られたフェライト粒径を Table 5 にあわせて示す。焼入れ後、各合金を 600°C, 400°C, 200°C で各 1 hr 焼もどしを焼おこなつた。その結果、硬さ、0.2% 耐力および引張強さは Table 6 に示すよう



Table 5. Heat treatment for obtaining nearly same grain size of ferrite in Fe-C alloys.

Alloy	Heat Treatment	Ferrite grain size ( $\mu$ )
1	Austenitization at 950°C for 1 hr → Holding at 785°C for 1 hr → I.B.Q.*	33.4
2	Austenitization at 900°C for 1 hr → Holding at 785°C for 1 hr → I.B.Q.*	29.1
3	Austenitization at 1150°C for 5 hr → Holding at 785°C for 1 hr → I.B.Q.*	33.1
4	Austenitization at 1190°C for 12.5 hr → Holding at 785°C for 1 hr → I.B.Q.*	30.1
5	Austenitization at 1165°C for 24 hr → Holding at 800°C for 2 hr → I.B.Q.*	—

\* iced brine quench.

Table 6. Mechanical properties of ferrite and tempered martensite in Fe-C alloys.

Tempering temp	Hardness (Hv)				0.2% Proof stress (kg/mm <sup>2</sup> )				Tensile strength (kg/mm <sup>2</sup> )			
	Ferrite	Martensite	Difference	Ratio	Ferrite	Martensite	Difference	Ratio	Ferrite	Martensite	Difference	Ratio
600°C	101	254	153	2.5	15	68	53	4.5	31	80	49	2.6
400°C	100	415	315	4.2	18	102	84	5.5	31	117	86	3.8
200°C	109	780	671	7.2	20	134	114	6.7	34	172	138	5.1

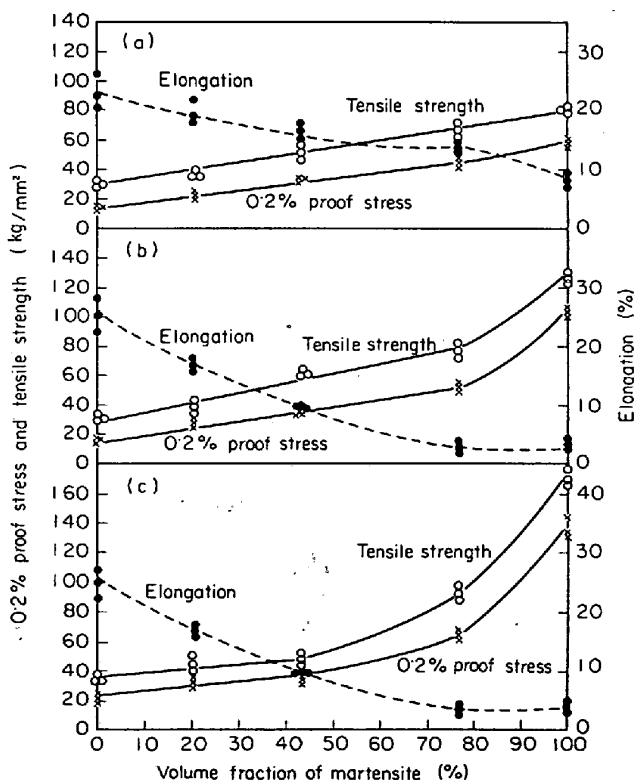


Fig. 7. Effect of volume fraction on the tensile properties of Fe-C alloys. (a) tempered at 600°C for 1 hr. (b) tempered at 400°C for 1 hr. (c) tempered at 200°C for 1 hr.

に変化した。焼もどし温度が高くなるにつれて、フェライトとマルテンサイトの強度差および比が小さくなって

くる。各焼もどしを施した場合の第二相（マルテンサイト）の体積率と引張性質の関係を Fig. 7 に示す。(a) は 600°C, (b) は 400°C, (c) は 200°C の各焼もどしの場合である。

マルテンサイトとフェライトの強度比の一番小さい 600°C 焼もどしの場合には、Fe-31% Ni 合金の結果とよく似ており、引張強さはマルテンサイト体積率の増加に伴ってほぼ直線的に増加している。0.2% 耐力は、80% 近傍までは直線的に増加しているが、その後やや急激な増加を示している。400°C, 200°C と焼もどし温度が低くなるにつれて、強度とマルテンサイト体積率の関係は直線関係からはずれてくる。

0.2% 耐力と引張強さは、焼もどし温度が低くなるほど、より少ないマルテンサイト体積率のところから急激な増加を示すようになり、全体の傾向としては Fe-30% Ni-0.2% C 合金の場合に似ている。伸びはいずれの場合もマルテンサイト体積率の増加に伴って減少している。このように、この合金系においては、伸びとマルテンサイト体積率の関係は、いずれの焼もどしの場合も似た傾向を示し、強度とマルテンサイト体積率の関係は焼もどし温度が低くなるほど直線関係からはずれてくる傾向がある。

### 3.4 引張性質におよぼす結晶粒径の影響

3.2 で述べたように、二相混合組織合金の引張性質は、結晶粒径により影響を受けることが考えられる。

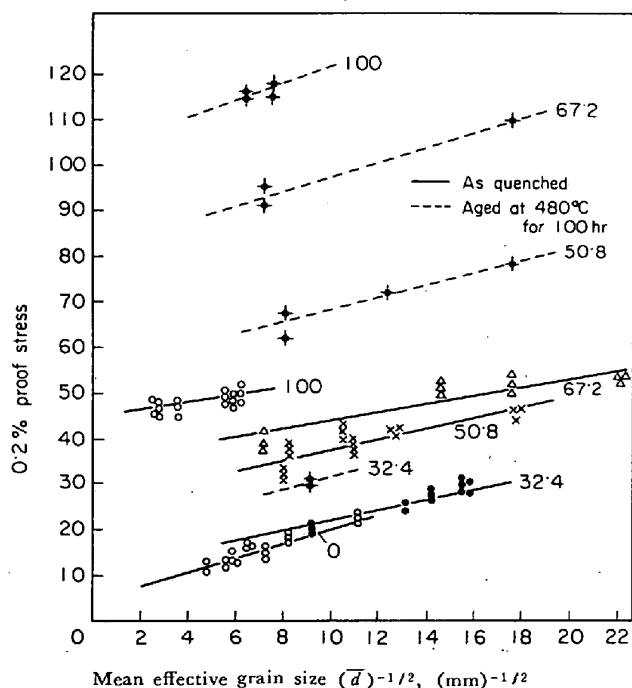


Fig. 8. Relationship between 0.2% proof stress and reciprocal square root of mean effective grain size ( $\bar{d}$ ) of Fe-Cr-Ni alloys with several volume fractions of ferrite.

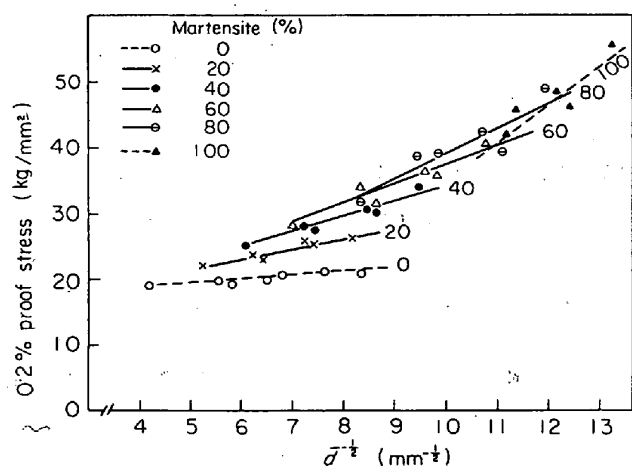


Fig. 9. Relationship between 0.2% proof stress and reciprocal square root of mean effective grain size ( $\bar{d}$ ) of Fe-31%Ni alloys with several volume fractions of martensite.

単相合金においては一般に、強度と結晶粒径の関係は PETCH の式で示される。Fe-Cr-Ni 系合金に種々の熱処理を施し、平均有効結晶粒径  $\bar{d}$  を変化させて引張試験をおこなった結果を Fig. 8 に示す。時効後のデータは少ないため、詳しいことはわからないが、時効前および時効後の一部においては、0.2% 耐力と  $\bar{d}^{-1/2}$  の間には直線関係がある。Fig. 8 の中で、フェライト 0% および 100% のものは単相合金であり、この直線関係は

PETCH の式で示される関係である。この PETCH の式で示されるような関係が二相混合組織合金においても認められる。Fig. 9 は Fe-31% Ni 合金の結果である。この合金においても、オーステナイト単相およびマルテンサイト単相の合金のみでなく、二相混合組織合金においても 0.2% 耐力と  $\bar{d}^{-1/2}$  の間には大体直線関係がある。

このように、二相混合組織合金において平均有効結晶粒径  $\bar{d}$  が細くなるに伴い、0.2% 耐力は  $\bar{d}^{-1/2}$  に比例して増加する。

#### 4. 考 察

##### 4.1 引張性質におよぼす第二相体積率の影響

あらかじめ熱処理により平均有効結晶粒径  $\bar{d}$  をほぼ一定にそろえた上で、種々の第二相体積率をもつ合金について引張試験をおこなった結果、二相混合組織の引張性質は組み合わせた二つの相の各単相合金の硬さあるいは、引張性質の相違により変化することがわかった。

##### 4.1.1 0.2%耐力と第二相体積率の関係

0.2% 耐力と引張強さはともに第二相体積率との関係において 3.3 で述べたごとく、比較的良好な傾向を示している。引張強さは、歪硬化と試験片の幾何学的形状変化による弱化とのつり合いの安定問題としての値であり、ネッキングまでの歪量（均一伸びの量）は合金により異なるなど、物理的意味に乏しい。ここでは、主として 0.2% 耐力に着目して強度と第二相体積率の関係について考察する。

二相混合組織合金の 0.2% 耐力に影響をおよぼすものは、組み合わせた各単相の応力-歪曲線のなかでも降伏点近傍の性質と考えられる。そこで、第一相の 0.2% 耐力と第二相の 0.2% 耐力の比 ( $\sigma_2/\sigma_1$ ) を強度比 C で表わし、実験結果を整理すると Fig. 10 のようになった。本実験に用いた二相合金では、各合金系において Table 3, 4, 6 に示すように、0.2% 耐力の比が大きくなると、0.2% 耐力の差も同時に大きくなっている。二相混合組織の変形挙動に影響をおよぼすものは、本質的には強度比であると考えられるが、強度の比が大きくても差が小さいとわずかな変化は測定誤差と混同され検出が困難になる。したがって、測定精度および結果の信頼性の点から強度差も考慮する必要がある。さて、Fig. 10 をみると強度比 C が小さい場合には第二相体積率と 0.2% 耐力の関係は直線的である。

C が大きくなるに伴い、直線関係から大きくはずれるようになる。ほぼ直線的な関係が認められるのは、C がせいぜい 3 くらいまでであり、3 以上になると 0.2% 耐力は第二相体積率の増加に伴い、始めは徐々に増加する

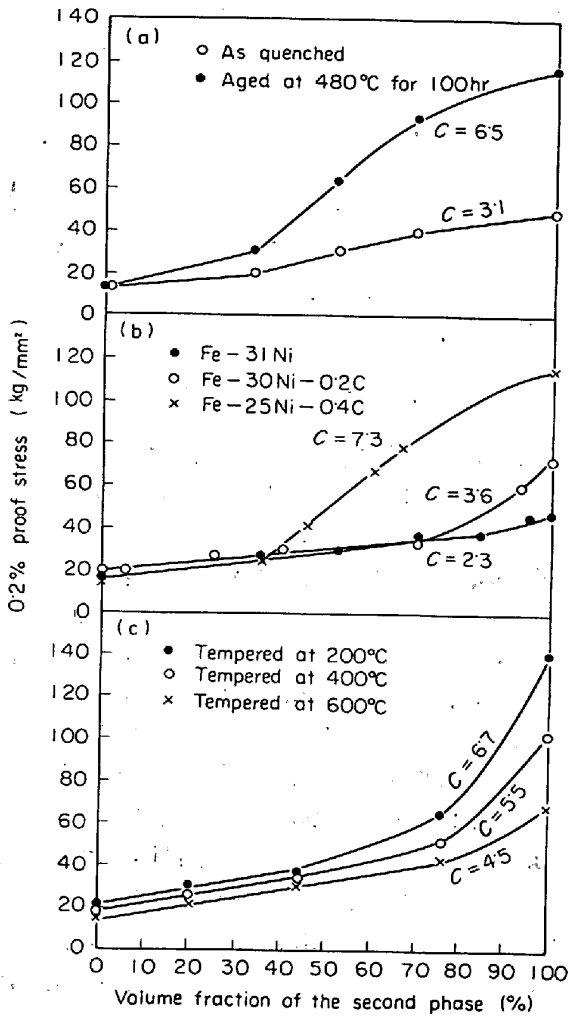


Fig. 10. Effect of parameter  $C$  (the ratio of 0.2% proof stress of the second phase and of the matrix) on relationship between 0.2% proof stress and volume fraction. (a) Fe-Cr-Ni alloys. (b) Fe-Ni-C alloys. (c) Fe-C alloys.

があるところから急激に増加するようになる。急に増加を始めるところは  $C$  が大きいほど、小さな体積率のところになる。また、Fe-C 系の場合を除くと  $C$  が 6 以上になると急激な増加の後に、再びゆるやかな増加の領域が現れてくる。このように、 $C$  の値と 0.2% 耐力と体積率の関係の間には、一定の傾向が認められる。

フェライト-パーライト鋼では古くから強度と体積率の間に次のような関係があるといわれている<sup>14)</sup>。

$$\sigma_B = 31.5 \times (\text{フェライトの体積率}) + 98 \times (\text{パーライトの体積率}) \text{ kg/mm}^2 \dots (2)$$

ここで  $\sigma_B$  は混合組織鋼の引張強さ、 $31.5 \text{ kg/mm}^2$  はフェライトの引張強さ、 $98 \text{ kg/mm}^2$  はパーライトの引張強さであり、このような関係は 0.2% 耐力についてもいえる。この場合にフェライトとパーライトの強度比

は 3:1 であり本実験結果のなかでは、 $C$  が小さい部類に属すると考えられる。また、本実験結果のなかで  $C$  がもつとも小さいものは、Fe-31% Ni オーステナイト-マルテンサイト合金の場合であり、この合金においては、0.2% 耐力ばかりではなくそれよりもひずみの大きいときの耐力および引張強さと第二相体積率の間にほぼ直線関係が認められ、フェライト-パーライト鋼における (2) 式と同様の混合則による取り扱いができる。このことについてはすでに著者らによつて報告されている<sup>8)</sup>。

また、最近 I. L. CHENG, G. THOMAS<sup>15)</sup> はオーステナイト-マルテンサイト二相合金において、第二相と引張性質の関係は硬質粒子や析出物の場合のように第二相と転位の相互作用を基として考えるよりも一種の複合合金的な考え方が適当であろうと述べている。

Fig. 10 から明らかなように、強度比  $C$  が大きくなるにつれて、前述のような強度と第二相体積率の間の直線関係はみられなくなり、次第に偏倚してくる。すなわち (2) 式のような単純な混合則による取り扱いができなくなる。その理由は、混合則が成立するとすれば、第一相と第二相の歪は同じであるという歪均一性の仮定が成立しなければならないが、この仮定が  $C$  の値が大きくなるにつれて次第に成立しなくなるからであると考えられる。二相合金において両相の強度比、あるいは硬度比が大きくなるにつれて変形に伴う両相の歪の差が大きくなるということが、圧延加工の場合について、UNCKEL<sup>16)</sup>、美馬<sup>17)</sup> らによつて報告されている。このことから、引張変形においても、強度比が大きくなると第一相と第二相の歪の差が大きくなるであろうことは容易に推定される。両相の歪の差が大きくなると混合則が成立しなくなることについては、次のように考えられる。Fig. 11 は二相混合組織合金の応力-歪曲線を模式的に示したものである。図中、曲線 A は A 相単相合金の場合、曲線 B は B 相単相合金の場合の応力-歪曲線で、T および T' は A 相と B 相が、ある体積率で混合した二相合金の応力-歪曲線を表わしている。

今、二相合金の歪が  $\epsilon^*$  であるときの引張状態を考える。ここでもし A 相単相合金の歪  $\epsilon^*$  における応力が  $\sigma_{A_1}$ 、B 相単相合金の場合が  $\sigma_{B_1}$  であり、二相合金中の A 相が平均的に  $A_1$  の状態にあり、B 相が平均的に  $B_1$  の状態にあれば二相合金の強度  $\sigma_1^*$  は次式で示される。

$$\sigma_1^* = \sigma_{A_1} V_A + \sigma_{B_1} V_B \dots (3)$$

ここで  $V_A$ 、 $V_B$  は A 相および B 相の体積率で  $V_A + V_B = 1$  である。すなわち歪  $\epsilon^*$  の状態の二相合金の応力は同じ  $\epsilon^*$  の歪の A 相および B 相の各単相合金の応力、 $\sigma_{A_1}$  および  $\sigma_{B_1}$  と  $V_A$  および  $V_B$  により決まる。(3)

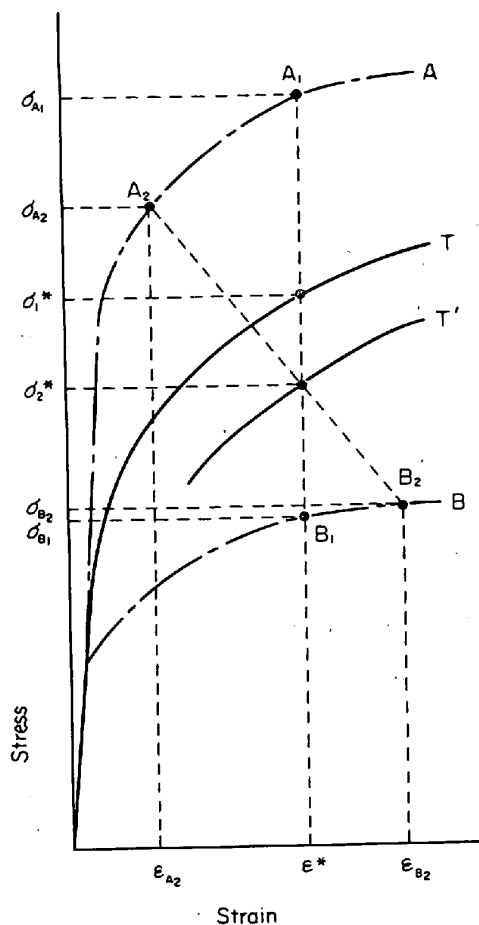


Fig. 11. Schematic stress-strain curves; T, T' : stress-strain curves of two-phase alloy composed of A and B.  
 A : Stress-strain curve of single A phase alloy.  
 B : Stress-strain curve of single B phase alloy.

式は  $\sigma_1^*$  と  $V_A$  あるいは  $V_B$  の間に直線関係すなわち混合則があることを示している。

しかし、二相混合組織合金が同じ  $\epsilon^*$  の引張状態にあつても A 相が平均的に  $A_2$  の状態に、B 相が  $B_2$  の状態にあることも考えられる。この場合には、A 相と B 相の歪は同じではなく、 $\epsilon_{A_2}$  と  $\epsilon_{B_2}$  であり、二相合金全体では  $\epsilon^*$  である。これに伴い、応力状態も A 相では平均的に  $\sigma_{A_2}$ 、B 相では  $\sigma_{B_2}$  となり、二相合金全体の  $\epsilon^*$  における応力は次式で示される。

$$\sigma_2^* = \sigma_{A_2} V_A + \sigma_{B_2} V_B \dots\dots\dots (4)$$

このように、A 相と B 相で歪が違う場合には、 $\sigma_{A_2}$ 、 $\sigma_{B_2}$  が A、B 各単相合金の  $\epsilon^*$  の状態での応力  $\sigma_{A_1}$ 、 $\sigma_{B_1}$  とは異なり  $\sigma_2^*$  は  $\sigma_1^*$  に一致するとは限らない。また、(4) 式において  $V_A=0$  ( $V_B=1$ ) にすると  $\sigma_2^* = \sigma_{B_2}$  となるが B 相単相合金の  $\epsilon^*$  における応力は  $\sigma_{B_1}$  であり、 $V_A \rightarrow 0$  になると  $\epsilon_{B_2} \rightarrow \epsilon_{B_1}$ 、 $\sigma_{B_2} \rightarrow \sigma_{B_1}$  にならなければならない。

すなわち、 $\sigma_{A_2}$ 、 $\sigma_{B_2}$  あるいは  $\epsilon_{A_2}$ 、 $\epsilon_{B_2}$  は体積率によって変化すると考えられる。したがつて、(4) 式において  $\sigma_{A_2}$ 、 $\sigma_{B_2}$  は  $V_A$ 、 $V_B$  により変化し、 $\sigma_2^*$  と  $V_A$  の間に一次の関係はなく混合則は成立しない。

このように、混合則の成立する場合は (3) 式で示されるような場合、すなわち第一相と第二相の歪が同じ場合であると考えられる。第一相と第二相の歪の差が小さいのは C が小さい場合である。

以上のことから、C が大きい場合の混合則からの偏倚は第一相と第二相の歪が同じでないということが主原因であると考えられる。

また、曾山<sup>10)</sup> はフェライト-マルテンサイト鋼でマルテンサイトの体積率を変化させて引張試験をおこなつた結果、真応力と真歪を両対数目盛でプロットするとクニックが現われたと報告している。彼は、このクニックがマルテンサイトの降伏現象に関連したものであると考えて解析をおこなつている。二相合金においては、このように、まず軟質相で降伏現象が起こり、続いてさらに高応力のレベルで硬質相の降伏現象が起こり、しかる後二相全体が完全な塑性域に入ることが考えられる。したがつて、応力-歪曲線に 2 つの降伏現象を示すクニックが現われることが期待されるが、本実験ではこのような現象を捕えることはできなかつた。このことについては、次のようなことが考えられる。

二相合金では強度比 C が大きい場合に、第一相と第二相の歪が異なると同時に応力分布が複雑になつていてと考えられるばかりでなく、同じ相においても多結晶であるのでそれぞれ結晶方位が異なり、それぞれ少しずつ違った降伏点を持ち、したがつて、2 つの降伏現象が個々に不連続に生ずるとは考えにくく、連続的に起こる可能性が強い。それゆゑ、応力-歪曲線に 2 つの顕著な変化は現われない。現われるとすれば、たとえば第一相と第二相の降伏強度の差が大きくて画然と差があるような特別な場合に限られるのではないかと考えられる。

4.1.2 伸びと第二相体率の関係

伸びと第二相体積率の関係は大別して 2 つの傾向がみられる。ひとつは、Fe-Cr-Ni 合金の焼入後の引張試験の場合で、Fig. 5-(a) のような傾向である。すなわち、少量の第二相が存在しても伸びは低下せず、第二相の体積率が約 30% を越えると急に減少するようになる。

もうひとつは、Fig. 5-(b) の Fe-Cr-Ni 合金の時効後の結果や Fig. 6 の Fe-Ni-C の合金系にみられるように、少量の第二相が存在すると伸びは減少する傾向である。

この 2 つの傾向は、二相合金を構成する相の各単相合

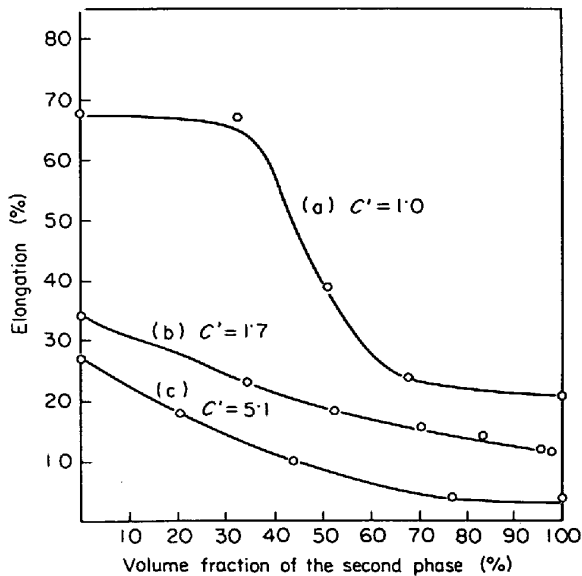


Fig. 12. Effect of  $C'$  (the ratio of tensile strength of the second phase and of the matrix) on relationship between elongation and volume fraction. (a) As quenched Fe-Cr-Ni alloys. (b) Fe-31%Ni alloys. (c) Fe-C alloys tempered at 200°C for 1hr.

金の引張性質と密接な関係がある。Fig. 12 に代表的な伸びと第二相体積率の関係を示す。また、Fig. 12 に示した各二相合金を構成する各相の応力-歪曲線を Fig. 13 に示す。

(a) は Fe-Cr-Ni 合金の焼入後の場合であり、少量の第二相（フェライト）が存在しても伸びはほとんど低下しない。この場合には Fig. 13-(a)にみられるように、オーステナイトの加工硬化がフェライトに比べてはるか

に大きく、引張強さはほとんどかわらない。

(b) は Fe-31%Ni 合金の場合であり、この合金は実験に用いたすべての二相合金のなかで、0.2% 耐力の比がもつとも小さい合金である。オーステナイトはやはり大きな加工硬化を示しているが引張強さは、マルテンサイトの引張強さにはおよばない。この場合に、伸びは少量の第二相が存在しても減少する。

(c) は Fe-C 合金の 200°C 焼もどしの場合で、0.2% 耐力の比も大きい、第一相と第二相の引張強さの比も 5.1 と非常に大きい。この場合、伸びはやはり少量の第二相が存在すると減少する。

このように、伸びと体積率の関係の傾向は、0.2% 耐力よりも、引張強さとよく対応している。Table 3, 4 および 6 には各二相合金の第一相と第二相の引張強さの比および差を示しているが、この比および差がもつとも小さいのは、Fe-Cr-Ni 合金の焼入後の場合で、その差は 2 kg/mm<sup>2</sup>、比は約 1.0 である。したがって、第一相と第二相の引張強さがほとんど変わらない場合に Fig. 12-(a) のような傾向が現われると考えられる。0.2% 耐力の比ではなくて、引張強さの比が伸びと体積率の関係の傾向に対応しているということは、全伸びの量が降伏後の加工硬化の割合に関連しているからであろう。とくに本実験のように薄板の単軸引張による全伸びの量はネッキングまでの均一伸びの占める割合が大きい。したがって、引張強さの比が二相合金の伸びに大きな影響をおよぼすものと考えられる。

このように、二相合金の引張性質（0.2%耐力、伸び）は組み合わせた相の引張性質の相違により変化し、その変

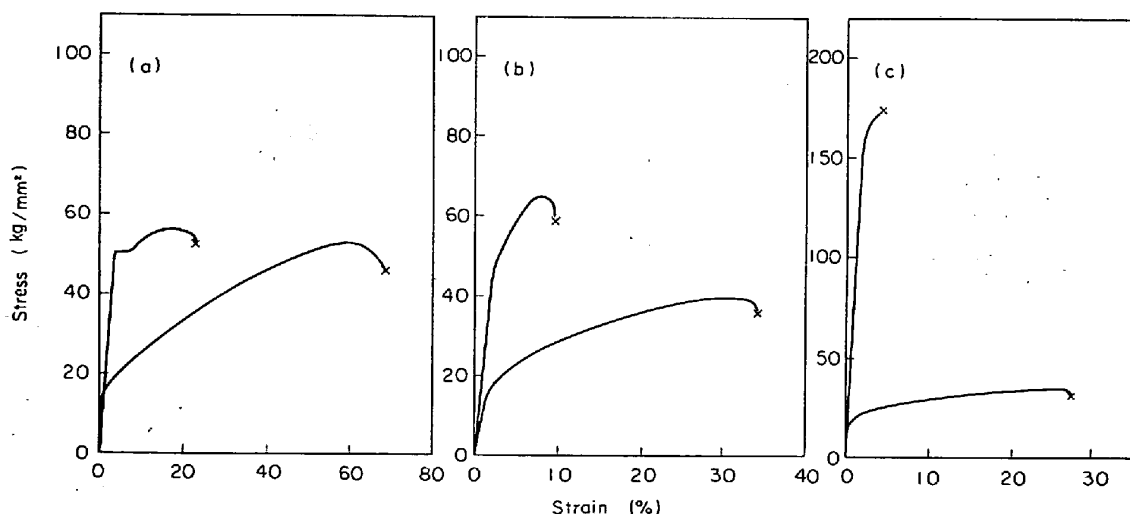


Fig. 13. Stress-strain curves of respective single phases which compose two-phase alloys. (a) As quenched Fe-Cr-Ni alloys. (b) Fe-31%Ni alloys. (c) Fe-C alloys tempered at 200°C for 1hr.

化にはある一定の傾向が認められる。しかし、本実験結果の傾向は、第二相の形状や分布状態などが大きく違った場合には変化する可能性があり、この点については今後の研究に待たねばならない。

4.2 引張性質におよぼす結晶粒径の影響

3.1 で述べたように、Fe-Cr-Ni 合金において同一の熱処理を施した二相混合組織合金と単相合金では、引張性質は二相混合組織合金のほうが良好である。同一の熱処理を施した場合の結果である Fig. 4 と 3.3.1 で述べた平均有効結晶粒径  $\bar{d}$  をほぼ同じに調整した場合の結果である Fig. 5-(a) の違いは、結晶粒径の相違によるものであると考えられる。同一の熱処理を施した場合に、二相混合組織合金の結晶粒は、単相合金よりもはるかに細かい。Fe-Cr-Ni 合金を冷間圧延後、たとえば、1150°C で 5 hr 焼鈍するとオーステナイト単相合金では  $\bar{d}$  は約 30  $\mu$ 、フェライト単相合金では 100  $\mu$  以上になるが、フェライト約 30% の二相合金では約 6  $\mu$ 、フェライト約 50% の二相合金では約 8  $\mu$  であり、二相合金では結晶粒の成長が遅い。Fig. 4 にはこのような結晶粒径の違いが大きな影響をおよぼしていると考えられる。引張性質は結晶粒径が細かいほど向上する。一般に微細化強化は伸びの低下なしに強度を向上できるといわれている。単相合金においては、強度と結晶粒径の関係は Petch の式で表わされている。Fe-Cr-Ni 合金においてもフェライトおよびオーステナイトの各単相合金では Petch の式が成立すると考えられ、実際に Fig. 8 にみられるように 0.2% 耐力と  $\bar{d}^{-1/2}$  の間には直線関係がある。フェライト単相合金においては、 $\bar{d}$  はフェライト結晶粒径  $d_\alpha$  に一致し、この直線は、

$$\sigma_\alpha = \sigma_{\alpha 0} + k_\alpha d_\alpha^{-1/2} \dots\dots\dots (5)$$

の Petch の関係で示される。ここで  $\sigma_{\alpha 0}$  は摩擦力、 $k_\alpha$  は定数である。オーステナイト単相合金においても同様に Fig. 8 の関係は、

$$\sigma_\gamma = \sigma_{\gamma 0} + k_\gamma d_\gamma^{-1/2} \dots\dots\dots (6)$$

で示される。ところが Fig. 8 にみられるように二相混合組織合金においても 0.2% 耐力と  $\bar{d}^{-1/2}$  の間には直線関係がみられる。二相混合組織中においてフェライト粒はやはり (5) 式同様  $d_\alpha^{-1/2}$  に比例して変形に対する抵抗力が増加すると考えられる。しかし、この場合に  $k_\alpha$  は隣接相が同じ相であるか違う相であるかによつて異なるであろう。また、オーステナイト粒についても同様のことが考えられる。

しかも、本実験に用いた Fe-Cr-Ni 合金では、フェライト粒とオーステナイト粒の粒径はほぼ同じで  $\bar{d}$  で近似できる。Fig. 14 に  $d_\alpha$ ,  $d_\gamma$  と  $\bar{d}$  の関係を示す。図に

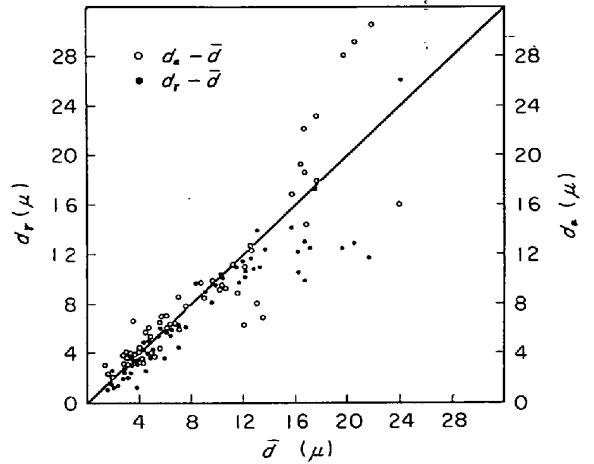


Fig. 14. Relationship between mean effective grain size ( $\bar{d}$ ) and ferrite grain size ( $d_\alpha$ ) or austenite grain size ( $d_\gamma$ ) in Fe-Cr-Ni alloys.

は種々な  $\bar{d}$  をもつ組織の  $d_\alpha$  および  $d_\gamma$  を示している。各測定値は  $d_\alpha = \bar{d}$  あるいは  $d_\gamma = \bar{d}$  (図中の実線) の近傍にある。

すなわち、

$$d_\alpha \approx d_\gamma \approx \bar{d} \dots\dots\dots (7)$$

したがつて二相混合組織合金において、

$$\sigma_c = \sigma_0 + k_c \bar{d}^{-1/2} \dots\dots\dots (8)$$

の関係があると考えられる。

Fig. 9 の Fe-31%Ni オーステナイト-マルテンサイト二相合金においても 0.2% 耐力と  $\bar{d}^{-1/2}$  の間に直線関係がみられ (8) 式のような関係がある。

(8) 式において  $\sigma_0$  は  $\sigma_{\alpha 0}$ ,  $\sigma_{\gamma 0}$ ,  $V_\alpha$ ,  $V_\gamma$  によつて決まり、 $k_c$  は  $k_\alpha$ ,  $k_\gamma$ ,  $V_\alpha$ ,  $V_\gamma$  によつて決まる量であろう。4.1 で述べたように、0.2% 耐力の比 C が 3 以下の合金の場合には、混合則がほぼ成立する。

$$\sigma_c = \sigma_\alpha V_\alpha + \sigma_\gamma V_\gamma \dots\dots\dots (9)$$

ここで、すでに報告したように<sup>8)</sup>、 $\sigma_\alpha$ ,  $\sigma_\gamma$  が (5), (6) 式で与えられると簡単に考えて (7) の仮定を入れると (9) 式は、

$$\sigma_c = (\sigma_{\alpha 0} V_\alpha + \sigma_{\gamma 0} V_\gamma) + (k_\alpha V_\alpha + k_\gamma V_\gamma) \bar{d}^{-1/2} \dots\dots\dots (10)$$

となり、(8) 式の  $\sigma_0$  は  $(\sigma_{\alpha 0} V_\alpha + \sigma_{\gamma 0} V_\gamma)$ 、 $k_c$  は  $(k_\alpha V_\alpha + k_\gamma V_\gamma)$  で表わされる。しかし C が 3 より大きい二相合金においては (9) 式の関係がみられず、したがつて、 $\sigma_0$  や  $k_c$  には歪不均一性等の問題を考慮する必要がある、簡単な形で示すことは困難である。

以上のように、二相合金においては、平均有効結晶粒径  $\bar{d}$  が小さくなるほど  $\bar{d}^{-1/2}$  に比例して強度が増加すると考えられる。このような微細化強化が二相合金では

期待できそうである。HAYDEN ら<sup>19)~21)</sup>はすでに、Fe-Cr-Ni 合金のフェライト-オーステナイト、フェライト-マルテンサイトからなる microduplex structure を作り、低温において高い強度と良好な延性を示したと報告している。この場合には、本実験の場合と金属組織の状態がやや異なるが、結晶粒が微細であること(数 $\mu$ の結晶粒径)から微細化による強靱化が大きな役割をはたしていると考えられる。

## 5. 結 論

種々な相からなる二相混合組織鉄合金を用いて、引張試験をおこなった結果、次のようなことが明らかとなった。(強さ、硬さの大きい方を第二相として示す。)

(1) 二相混合組織合金の引張性質は、主として結晶粒径、第二相の体積率および第一相と第二相の強度比(差)によつて大きく影響される。

(2) Fe-Cr-Ni 合金のフェライトとオーステナイトからなる二相合金および各単相合金に、同一の熱処理を施して引張試験をおこなった結果、二相合金は単相合金に比べて引張性質がすぐれていることが認められた。

これは、二相状態では単相に比べて結晶粒の成長が遅く、微細粒であることが大きな原因と考えられる。

(3) 二相混合組織合金において、0.2% 耐力におよぼす結晶粒径の影響は、平均有効結晶粒径で整理すると単相合金同様 PETCH 型の関係が大体成立することが認められた。

(4) 平均有効結晶粒径をほぼ一定にした場合に、二相合金の引張性質におよぼす第二相体積率の影響は、組み合わせた二つの相の強度比(差)によつて変化し、その変化には一定の傾向が認められた。すなわち、0.2% 耐力と第二相体積率の関係は、第一相と第二相の 0.2% 耐力の比が小さい場合には直線的な関係があり、混合則が成立する。それはこの比がせいぜい 3 くらいまでである。この比が大きくなると次第に直線関係から偏倚してくる。すなわち、第二相体積率の増加に伴い、0.2% 耐力は始めは徐々に直線的に増加するが、あるところから急激な増加を示す。したがつて、第二相体積率の低いところでは、混合則から期待される値よりも低い値を示す。0.2% 耐力の比が大きくなるほど、低い第二相体積率のところから急に増加するようになる。

また、伸びと第二相体積率の関係の変化は、第一相と

第二相の引張強さの比と対応している。第一相と第二相の引張強さがほとんど同じで、その比が 1 程度の場合には、少量の第二相が存在しても伸びはほとんど減少しない。しかし、引張強さの比が大きくなると、第二相が少量存在すると伸びは急に減少するようになる。

本研究の実施に当たり、その費用の一部は昭和 46 年度文部省科学研究費(試験研究)によつた。また本研究は鉄鋼基礎共同研究会強度と靱性部会での一つのサブテーマとして研究されたもので、同部会からも補助を得た。ここに付記して謝意を表す。

## 文 献

- 1) OROWAN: J. Inst. Metals, (1948), p. 451
- 2) G. S. ANSELL and F. V. LENEL: Acta Met., 8 (1960), p. 612
- 3) B. I. EDELSON and W. M. BALDWIN: Trans. ASM, 55(1962), p. 230
- 4) J. GURLAND and J. PLATEAU: Trans. ASM, 56 (1963), p. 442
- 5) M. F. ASHBY: Phil. Mag., 14(1966), p. 1157
- 6) R. J. OLSEN and G. S. ANSELL: Trans. ASM, 62(1969), p. 711
- 7) C. T. LIU and J. GURLAND: Trans. ASM, 61 (1968), p. 156
- 8) I. TAMURA and Y. YAMAOKA: Abstract of International Conference on Mechanical Behaviour of Metals. Kyoto, Japan(1971)
- 9) 山岡, 赤尾, 田村: 金属学会 1971 年秋季大会講演概要, p. 76
- 10) J. W. PUGH and J. D. NISBET: Trans. AIME, 188(1950), p. 269
- 11) 佐久間, 西沢: 金属学会会報, 10(1971), p. 279
- 12) R. LAGNEBORG: Trans. ASM, 60(1967), p. 67
- 13) S. MATSUDA, T. INOUE, and Y. OKAMURA: Trans. JIM, 11(1970), p. 371
- 14) 田村今男: 鉄鋼材料強度学, (1969), p. 125 [日刊工業新聞社]
- 15) I. L. CHENG and G. THOMAS: Met. Trans., 3 (1972), p. 387
- 16) H. UNCKEL: J. Inst. Metals, 61(1937), p. 71
- 17) 美馬, 堀: 日本金属学会誌, 16(1952), p. 362
- 18) 曾山: 材料, 15(1966), p. 17
- 19) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Trans. ASM, 61(1968), p. 474
- 20) S. FLOREEN and H. W. HAYDEN: Trans. ASM, 61(1968), p. 489
- 21) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Met. Trans., 1 (1970), p. 489