



Table 1. Chemical compositions (wt%).

	Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Nb	V	Sol.Al	T.N
Plain carbon steels	A	0.10	0.14	0.66	0.007	0.004	tr	tr	tr	0.021	0.0057
	B	0.19	0.19	0.70	0.006	0.004	"	"	"	0.020	0.0066
	C	0.25	0.23	0.63	0.016	0.027	"	"	"	0.018	0.0083
	D	0.29	0.19	0.70	0.007	0.005	"	"	"	0.025	0.0060
	E	0.46	0.25	0.62	0.015	0.026	"	"	"	0.022	0.0095
	F	0.55	0.27	0.68	0.007	0.023	"	"	"	0.024	0.0089
V contained steels	G	0.10	0.14	0.57	0.006	0.004	tr	tr	0.09	0.021	0.0058
	H	0.20	0.19	0.66	0.006	0.004	"	"	0.10	0.024	0.0069
	I	0.29	0.20	0.67	0.007	0.005	"	"	0.10	0.022	0.0061
Nb contained steels	J	0.24	0.29	0.94	0.019	0.003	tr	0.031	tr	0.022	0.0064
	K	0.34	0.28	0.97	0.021	0.002	"	0.036	"	0.024	0.0059
	L	0.45	0.33	1.00	0.021	0.002	"	0.034	"	0.025	0.0074
Si, Mn increased steels	M	0.12	1.02	0.75	0.007	0.004	tr	tr	tr	0.024	0.0061
	N	0.11	0.27	1.86	0.007	0.004	"	"	"	0.015	0.0058
HSLA* steels	O	0.16	0.28	1.33	0.016	0.008	tr	0.024	tr	0.019	0.0057
	P	0.11	0.35	1.52	0.011	0.005	0.18	0.043	0.07	0.025	0.0060
PII**	Q	0.01	tr	0.07	0.007	0.002	tr	tr	tr	0.002	0.0060

\* High strength low alloy \*\* Pure iron for industrial use

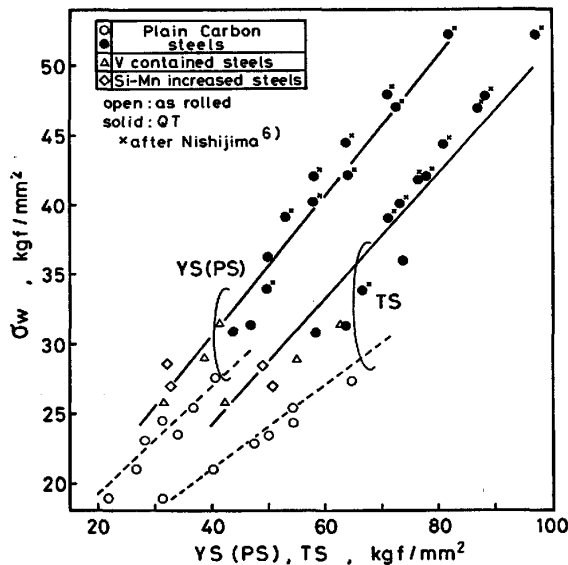


Fig. 1. Relation between static tensile properties and fatigue limit of various steels.

(High Strength Low Alloy) 鋼 (5) 工業用純鉄の5つのグループに分かれる。これらの供試鋼のうち O, P, Q 鋼は転炉出鋼材でありその他は実験室溶製したものである。これらを分塊圧延後 1100°C に再加熱し実験室材については板厚 20 mm の板圧延、一方転炉材は棒鋼ミルで連続圧延を行い φ28 mm の丸棒とした。一部の供試鋼については通常圧延の他に細粒化を目的として仕上がり温度を 900°C, 800°C に低下させる制御圧延を実施した。仕上がり温度の調整は板圧延の場合パス間時間、棒鋼ミルの場合には圧延速度とスタンド間における冷却水量を変化させることで行った。

さらに圧延後に粒径および析出強化量を調整する目的で 900°C×60 min 保持後空冷の焼ならし処理を、また

は焼もどしマルテンサイト組織とする目的で 900°C×60 min 保持水冷-600°C×60 min 保持水冷の調質処理を一部の通常圧延材について施した。工業用純鉄については圧延のまま他に加工硬化を与えるために減面率  $Re = 20, 40\%$  にて冷間引き抜きを行い冷間加工を加えた。

以上の試料調整を行った後、平行部 10 mm の回転曲げ疲労試験片および JIS 4 号引張り試験片を圧延方向に採取し試験に供した。回転曲げ疲労試験により SN 曲線を作製し、この SN 曲線から疲労特性を代表するものとして疲れ限度  $\sigma_w$  を求め静的強度との検討に用いた。なお、本研究での疲れ限度は繰り返し数  $10^7$  回を基準として JIS Z 2274 に定められた方法によって求めた。

また、マイクロ組織の定量としてリアル・アナライザを用いフェライト粒径、パーライト体積分率を、電顕観察によりパーライトのラメラ間隔を求め解析に用いた。

### 3. 実験結果

#### 3.1 疲れ限度と降伏応力、引張強さとの比較

Fig. 1 に通常圧延材、焼入れ焼もどし材の疲れ限度  $\sigma_w$  を降伏応力 (下降伏点: YS)、引張強さ (TS) との関係として示す。なお、図中には疲れデータシート<sup>6)</sup>の S35C~S55C に対する値を参照して図示してある (この場合の降伏応力は 0.2% 耐力)。本実験の圧延材は炭素量を変化させた炭素鋼と析出強化を図った V 添加鋼および Si, Mn を増量して固溶強化量を変化させたものに分かれる。

いずれの鋼種も静的強度の増加に伴い疲れ限度も増していることがわかるが、例えば TS との比較で見ると炭素鋼の圧延まま材とその他の鋼種との間に明瞭な層別があることが認められる。すなわち、一般に知られている

ように圧延まま材に比べこれを焼入れ焼もどしたものが疲れ限度比 ( $\sigma_w/TS$ ) が向上している。さらに圧延まま材の中で比較するとV添加鋼あるいは Si, Mn を増加した鋼の方が炭素鋼に比べ同一強度であつても20~30% 程度高い疲れ限度を示している。この値は炭素鋼の焼入れ焼もどし材に相当することがうかがえるが、これは前述した非調質鋼でみられたものと同様な傾向といえる。圧延まま材はいずれもフェライト・パーライト組織を呈しており同一のマイクロ組織であつても疲れ限度比が異なることを Fig. 1 の結果は示している。すなわち、同じマイクロ組織においても析出強化量や固溶強化量を変化させ静的強度を構成する強化因子を調整すると TS のみでは疲労特性が整理されないことを以上のことは示している。

一方、YS との関係は TS の場合に比べて鋼種間の差異が幾分緩和されている。しかしながら、この場合においても必ずしも種々の鋼種が合致した関係で表されておらず TS の場合と同様強化機構によつて疲労特性への影響が異なることが示唆されている。従つて、より本質的には YS を各強化機構別に分類し疲労特性に対するそれぞれの影響を明らかにする必要があるといえる。

3.2 各種処理による疲労特性変化

3.2.1 焼ならしによる特性変化

V添加鋼を用い圧延後焼ならしを施すことにより析出強化量を調整しそれに伴う各特性の変化を調査した。薄膜による電顕観察により圧延ままでは 100 Å 以下の微細析出物の列状析出が認められており、さらに微細な析出物の整合析出が起こっていると思われる。これに対し焼ならし後は 1000~5000 Å 程度の粗大に凝集した炭窒化物が観察され、よく知られているように焼ならしにより炭窒化物の凝集・粗大化が起こっていることが確かめられた。焼ならしに伴うこのような析出形態の変化により析出強化量は Fig. 2 に示されるように 4~8 kgf/mm<sup>2</sup> 程度減少し疲れ限度も図中に破線で示される傾向で低下する。V添加鋼の焼ならし後の YS と  $\sigma_w$  との関係は炭素鋼のそれとほぼ同水準であり、圧延ままの場合に認められたV添加鋼の優位性が焼ならし後には消失することが示されている。これは炭素鋼にみられる変化と対照的である。

なお、図中には疲れデータシート<sup>6)</sup>を参照して S25C 焼ならし材に対する値が同時に図示されている。

Fig. 2 は析出強化量の増減が疲労特性と密接に関係するものであることを示すといえる。また、V添加鋼の YS と  $\sigma_w$  の関係が焼ならしにより変化する際の傾きは炭素鋼のそれと比べてかなり大きい。炭素鋼においては

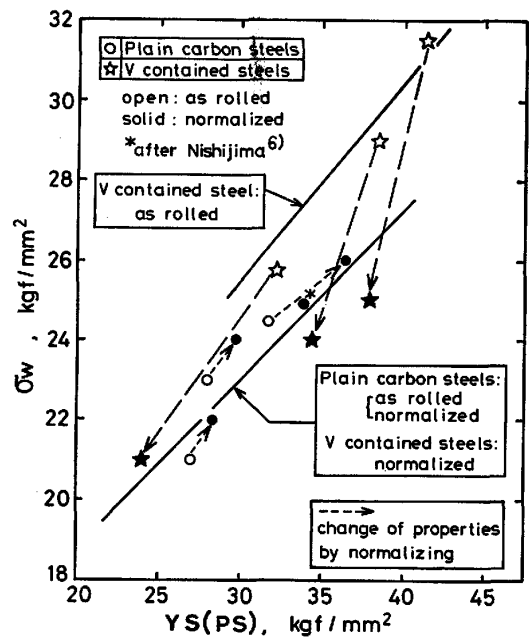


Fig. 2. Variation of yield stress and fatigue limit by normalizing.

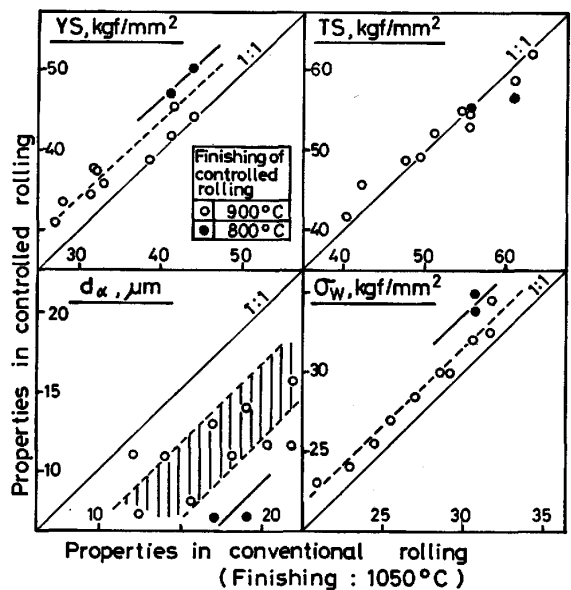


Fig. 3. Change of mechanical properties and microstructure by finishing temperature.

主に炭素量を変えてパーライト体積分率の増減により強度が調整されている。従つて、疲労特性への関与の仕方は析出強化の場合と炭素量を変えた場合とは異なっており、析出強化の方がより有利に作用していることが Fig. 2 により示唆される。

3.2.2 制御圧延による特性変化

本節では仕上がり温度を変えて制御圧延を施すことにより疲労特性がどのように変化するかを求めた。その主たる目的は析出強化量等、他の強化量を一定としたまま

で粒径のみ変化させた場合の影響を検討することにある。Fig. 3 に炭素鋼, V 添加鋼, HSLA 鋼など 10 鋼種について制御圧延を行った場合のフェライト粒径, 機械的特質, 疲労特性の変化を通常圧延材の場合と比較して示す。制御圧延の特徴である細粒化がここでも確認され, 仕上がり温度が 900°C で通常圧延材の 50~80%, 800°C 仕上がりでは 40% 程度にまでフェライト粒径の細粒化が起こっている。YS はいずれの鋼種も各仕上がり温度に対し 3~4 kgf/mm<sup>2</sup> および 6 kgf/mm<sup>2</sup> 上昇しているが, TS には傾向的な変化はみられない。一方, 疲れ限度は通常圧延材に比べ 900°C 仕上がり材で 1~2 kgf/mm<sup>2</sup>, 800°C 仕上がり材で 3~4 kgf/mm<sup>2</sup> 程度増加している。従つて, 制御圧延による細粒化に起因した YS の上昇が疲労特性の向上に結びついているといえる。この場合も疲労特性は TS よりむしろ YS の変化と対応を示している。

### 3.2.3 冷間加工による特性変化

加工硬化の疲労特性におよぼす影響を調べるため工業用純鉄に冷間加工を施し特性値の変化を調査した。薄膜観察により減面率の増大とともに転位密度が急増し減面率 20% で既にセル組織が形成されること, さらに減面率 40% ではこの傾向がより顕著になるとともに加工方向に並んだ下部組織を呈することが認められた。このような転位の増殖により転位強化が生ずるが, 減面率 10% 当たり 5~10 kgf/mm<sup>2</sup> の静的強度の増加およびそれに伴う疲れ限度の上昇が認められた。これを YS と  $\sigma_w$  の関係として整理すると Fig. 4 のように示される。この場合にも YS と  $\sigma_w$  は良い直線関係を示すことがわかる。しかし, 同時に図示した炭素鋼の場合と比べると冷間加工材の結果はこれと同一直線で整理されず下側に位置している。Fig. 4 は 3.2.1 節で得られた結果と同

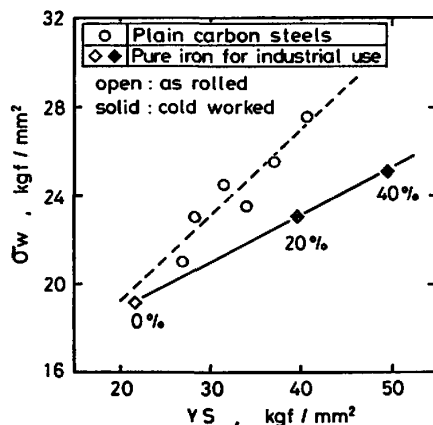


Fig. 4. Variation of yield stress and fatigue limit with cold drawing in pure iron for industrial use. (0.01% C-0.07% Mn)

様に強化機構が異なると疲労特性への影響度が変わるといふことを表すものであり, 冷間加工による転位強化の方がパーライト量を変えた場合に比べ疲労特性への寄与が低いことを示唆している。

### 3.3 静的強化機構の解析

前節までの結果は強化機構により疲労特性への影響が異なることを示唆するものであり強化機構に分類して疲労特性の検討を行う必要のあることを示している。そこで本節ではまずその検討の基礎となる静的強化機構の解析を行った。

パーライト体積率がかなり高い場合まで含めたフェライト・パーライト組織において一般的に YS は (1) 式で示されるような強化機構により構成される。

$$\sigma_y = \sigma_{yo} + \sigma_{ss} + \sigma_{ppt} + \sigma_{prlt} + \sigma_{dis} + K \cdot d^{-1/2} \quad \dots \dots \dots (1)$$

ここで  $\sigma_{ss}$ : 固溶強化量,  $\sigma_{ppt}$ : 析出強化量,  $\sigma_{prlt}$ : パーライトによる強化量,  $\sigma_{dis}$ : 転位強化量,  $K \cdot d^{-1/2}$  ( $\sigma_{gr}$ ): 細粒強化量,  $\sigma_{yo}$ : 定数 (パイエルス力)

機構別強化量の数式化は低炭素鋼領域に主眼が置かれたものとして主に PICKERING ら<sup>7)8)</sup> により, また中・高炭素鋼に対しては GLADMAN ら<sup>9)</sup> により検討がなされている。それらを含めて従来得られている結果を Table 2 にまとめて示す<sup>10)~14)</sup>。前記二者の数式においては主に細粒強化の扱いが異なっている。本実験で用いた炭素鋼に対して両者の式を比較検討したところ, いずれの式によつても実験値との適合性に大差は認められなかつたものの, 係数  $K$  = 一定とした方が中炭素鋼領域に対してもむしろ良い関係を与えた。なお, 計算式の中でパーライトによる強化量  $\sigma_{prlt}$  はラメラ間隔  $S_0$  およびフェライト体積分率  $f_a$  の関数となつているが,  $S_0$  は電顕観察による実測平均値として 0.5  $\mu$ m,  $f_a$  は実験式として

$$f_a = 1 - 1.18 \times (\%C) \quad \dots \dots \dots (2)$$

をそれぞれ与えた。定数  $a$  については最も良い関係を与えるとされている  $a=1/3$  を用いた。PICKERING の示した式<sup>7)8)</sup> による計算値と実測値の関係を Fig. 5 (a) に示す。open mark で示される炭素鋼に対しては比較的良好一致を示すといえるが solid mark で示される析出強化を含むものはかなり高目に評価される傾向を示す。

析出強化量は Table 2 に示される KOCKS の式<sup>11)</sup> にみられるように析出物の体積分率と粒寸法とにより関係づけられる。しかしながら, それらを正確に求めることは困難であるので, ここでは実験式により析出強化量の適正な評価を行うことにした。Fig. 6 は 0.02% Nb, 0.1% V 添加鋼のフェライト粒径補正後の析出強化量を

Table 2. Summary of quantitative analysis of strengthening mechanisms for YS.

Reference	Solid solution $\sigma_{ss}$ : kgf/mm <sup>2</sup>	Precipitation $\sigma_{ppt}$ : kgf/mm <sup>2</sup>	Pearlite $\sigma_{prlt}$ : kgf/mm <sup>2</sup>	Grain refinement $K \times d^{-1/2}$ : kgf/mm <sup>2</sup>
PICKERING <sup>7)8)</sup>	8.5Si+3.3Mn +36.1N <sub>f</sub>	153×(V or Nb) (average)	(18.2+0.39S <sub>0</sub> <sup>-1/2</sup> ) ×(1-f <sub>α</sub> <sup>a</sup> )	1.77d <sup>-1/2</sup>
GLADMAN, McIVOR and PICKERING <sup>9)</sup>	6.4Si+5.9f <sub>α</sub> <sup>1/3</sup> Mn +42.8V/N <sub>f</sub>	—	(18.2+0.39S <sub>0</sub> <sup>-1/2</sup> ) ×(1-f <sub>α</sub> <sup>a</sup> )	1.77f <sub>α</sub> <sup>1/3</sup> ×d <sup>-1/2</sup>
GROZIER <sup>5)</sup>	7.2Si+4.1Mn+others	—	0.154(%pearlite)	1.65d <sup>-1/2</sup>
IRVIN <sup>10)</sup>	8.5Si+3.3Mn	—	—	1.76d <sup>-1/2</sup>
KOCKS <sup>11)</sup>	—	6.0×10 <sup>-4</sup> ×(V/f)/ $\bar{x}$ ×ln( $\bar{x}$ ×10 <sup>3</sup> /2.5)	—	—
KANAGAWA <sup>12)</sup>	9.6Si+2.2Mn+others	—	—	1.23d <sup>-1/2</sup>
KLESNIL, HOLZMANN et al. <sup>13)</sup>	—	—	—	1.92d <sup>-1/2</sup>
YOKOBORI <sup>14)</sup>	—	—	—	2.36d <sup>-1/2</sup>

N<sub>f</sub> : free nitrogen content(%), S<sub>0</sub> : pearlite lamellar spacing (mm)  
 f<sub>α</sub> : ferrite volume fraction, a : constant, d : ferrite grain size (mm)  
 f : volume fraction of precipitate,  $\bar{x}$  : mean diameter of precipitate (mm)

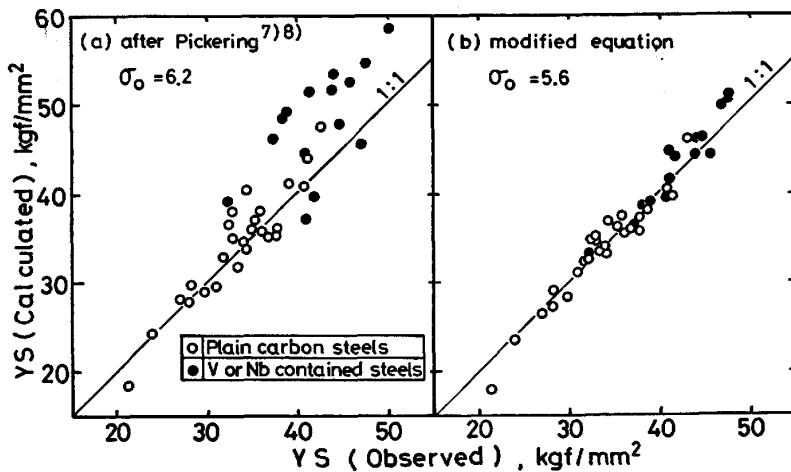


Fig. 5. Comparison between observed yield stress and calculated one.

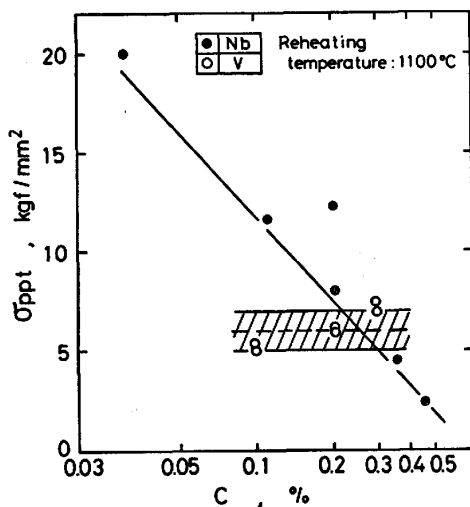


Fig. 6. Relation between carbon content and increment of yield stress by precipitation strengthening in Nb or V contained steels.

炭素量との関係として表したものである。これより Nb 添加鋼においては炭素量の増加とともに析出強化量の減少が、一方V添加鋼の場合は炭素量によらずほぼ一定の析出強化量を示すことが認められる。Nb 添加鋼の場合は Nb(CN) による析出が生じていると考えられ、炭素量の増加に伴い加熱時の溶解度が減少し結果的に析出強化量の低下が生じていると思われる。一方、V添加鋼においては VN による析出強化が主体であり炭素量の影響を受けない結果となっていると考えられる。

Fig. 6 より本研究で用いた鋼種の析出強化量は(3)式の形で与えられる。

$$\sigma_{ppt}(\text{kgf/mm}^2) = \begin{cases} -14.4 \log(\%C) - 2.8 & \dots\dots\dots \text{Nb contained} \\ & (0.03 \leq C \leq 0.5) \\ = 6.0 & \dots\dots\dots \text{V contained} \end{cases} \quad (3)$$

析出強化量を(3)式により、他の強化量については PICKERING の式により計算した値を実測値と比較してFig. 5 (b) に図示する。PICKERING の式を一部修正することにより本鋼種に適した数式化が得られたことが示されている。

### 4. 考 察

#### 4.1 疲労特性の強化機構別検討

疲労特性は YS, TS といった静的強度と直接に関係づけられるものではなく本質的には強化機構別に分類し検討する必要があることが前章の結果から示唆された。そこで、疲れ限度について強化機構別に分類し最終的に次の(4)式の形で表すことを試みる。すなわち、(4)式の係数A~Eが異なるものと考え、これを決定することによって各強化機構の疲労特性への寄与の程度を明らかにしようとするものである。

$$\sigma_w = \sigma_{wo} + A \cdot \sigma_{ss} + B \cdot \sigma_{ppt} + C \cdot \sigma_{prlt} + D \cdot \sigma_{dis} + E \cdot (K \cdot d^{-1/2}) \dots (4)$$

まず初めに係数Eを決定するため制御圧延あるいは焼ならしにて粒径を調整した場合の結果から細粒強化量の変化と疲労特性の相関を調べた。なお、前記処理によるフェライト粒径以外の組織因子変化は無視し得るものであつた。Fig. 7 に細粒強化量  $\sigma_{gr} = 1.77 \times d^{-1/2}$  と疲れ限度  $\sigma_w$  の関係を表す。同図より両者の間には

$$\sigma_w \text{ (kgf/mm}^2\text{)} = \sigma'_{wo} + 0.43\sigma_{gr} \dots (5)$$

$\sigma'_{wo}$ : 他強化機構によりもたらされる  $\sigma_w$  の向上量なる関係式が与えられる。すなわち、細粒強化によるYSの増加は係数0.43で疲れ限度の向上に結びつくことを表す。

さて、Fig. 7 にみられる鋼種間の差異は粒径以外の

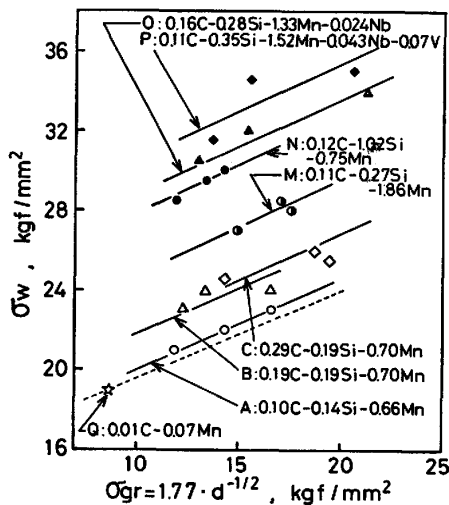


Fig. 7. Relation between increment of yield stress by grain refinement and fatigue limit.

因子であるパーライト量、固溶・析出強化量の相違により説明されるべきものである。そこで、他の強化機構についても同様の手法で疲れ限度への影響を調べた。

炭素量を変化させパーライトによる強化量を調整した場合にはパーライト量とともにフェライト粒径にも差異が生じたためその影響を除く目的で以下の補正を行った。すなわち、Fig. 7 中に破線で示される工業用純鉄(パーライト量=0)を基準線としこの基準線からの増加量を疲れ限度の変化量  $\Delta\sigma_w$  とした。このようにして求めた炭素鋼の  $\Delta\sigma_w$  を静的強化量  $\sigma_{prlt}$  と比較したのがFig. 8 である。同図よりパーライトによる静的強化量  $\sigma_{prlt}$  と疲労特性の変化には良い比例関係が認められ

$$\Delta\sigma_w \text{ (kgf/mm}^2\text{)} = 0.53\sigma_{prlt} \dots (6)$$

なる関係式が与えられる。

このような方法で各々の強化機構について疲れ限度との関係を求めた。その結果をFig. 9 にまとめて示す。図中、実線で示されているのが本研究において強化量を

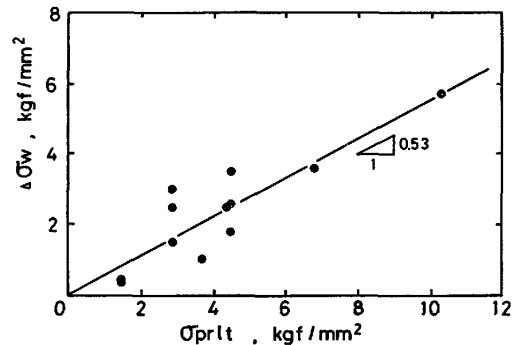


Fig. 8. Relationship between increment of yield stress and that of fatigue limit caused by pearlite strengthening.

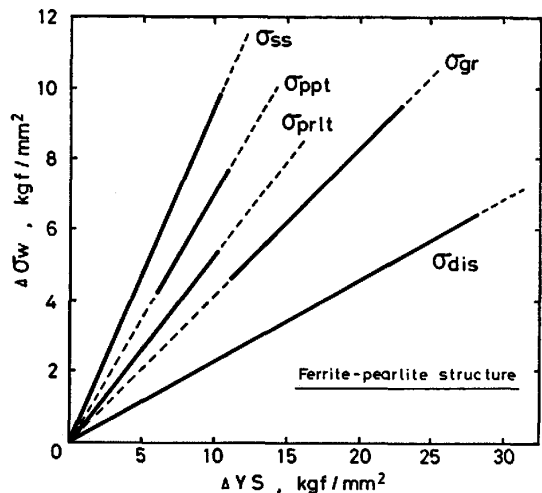


Fig. 9. Relationship between increment of yield stress  $\Delta YS$  and that of fatigue limit  $\Delta\sigma_w$  by each strengthening mechanism.

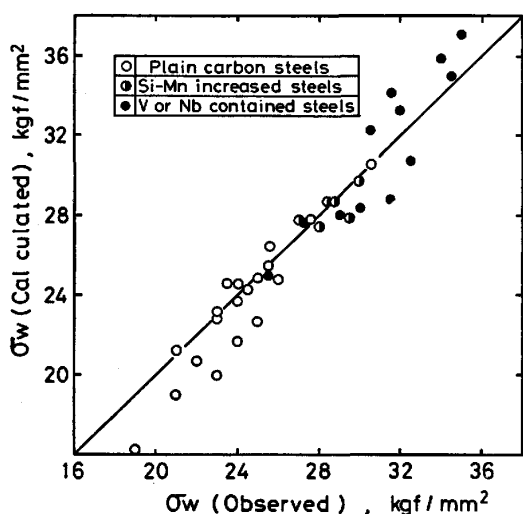


Fig. 10. Comparison between observed fatigue limit and that calculated by equation (7).

調整した範囲であり実用上調整可能な範囲と考えられる。同図より、同じYSの増加量で比べた場合、強化機構により疲労特性への寄与が明らかに異なっていることが示されている。この結果から  $\sigma_w$  と各強化量との関係として

$$\sigma_w (\text{kgf/mm}^2) = 8.4 + 0.92\sigma_{ss} + 0.70\sigma_{ppt} + 0.53\sigma_{prlt} + 0.43\sigma_{gr} + 0.23\sigma_{dis} \dots\dots\dots (7)$$

が与えられる。(7)式により計算した値と実測値はFig. 10に示されるように良い一致をみている。

(7)式に表される係数値は各強化因子の疲労特性への影響度を示したものと考えられるが、これより  $\sigma_{ss} > \sigma_{ppt} > \sigma_{prlt} > \sigma_{gr} > \sigma_{dis}$  の順位で影響の程度の大小が与えられることがわかる。また、傾向的には係数が 0.70~0.92 で示される固溶・析出強化, 0.43~0.53 で表されるパーライト・細粒強化, さらに 0.23 の転位強化の3つのグループに分類されるといえる。

4.2 疲れ過程との関連

荒木<sup>4)</sup>は疲れの過程を (i)疲れ軟化損傷 (ii)き裂の発生 (iii)き裂の伝ば、の3段階に分類しその中で疲れ軟化損傷が微視的強化機構の影響を比較的強く受けている。すなわち、繰返し応力(ひずみ)による強化構造の変化の難易により疲れ軟化損傷の程度が影響されるとし、定性的には固溶強化あるいは安定な析出物による強化が優れていること、逆に疲れによる強化機構の消失が起りやすい転位強化や転位の移動に伴って消失するような不安定な析出物による強化は影響が少ない<sup>15)</sup>ことを示している。(7)式により与えられる定量的な結果は上述の荒木らが示した定性的傾向と合致している。

GROZIER ら<sup>5)</sup>は Mn, Si, パーライト体積分率等の個別の因子と疲れ限度との関係として

$$\sigma_w (\text{kgf/mm}^2) = 16.5 + 5.8(\%Mn) + 10.1(\%Si) + 0.083(\%Pearlite) + 0.24(d^{-1/2}) + 0.56\Delta Y \dots\dots\dots (8)$$

$\Delta Y$ : 析出強化量

なる式を示している。(8)式を Table 2 に示される GROZIER らの与えた強化量の計算式を利用し強化機構別に変形すると

$$\sigma_w (\text{kgf/mm}^2) = 16.5 + (1.2\sim 1.5)\sigma_{ss} + 0.56\sigma_{ppt} + 0.54\sigma_{prlt} + 0.13\sigma_{gr} \dots\dots\dots (9)$$

が与えられる。(9)式の係数値を(7)式で示される本研究のものと比較すると順位の傾向は概略一致しているが固溶強化の効果が 0.93 に比べ 1.2~1.5 といつそう大きく、また細粒強化の影響が 0.43 に対し 0.13 と低く表されているのが大きな相違点である。

フェライト粒径と疲労特性の関係については横堀<sup>14)</sup>, KLESNIL ら<sup>13)</sup>によつても検討がなされており、それぞれ

$$\sigma_w (\text{kgf/mm}^2) = \sigma'_{wo} + 1.24 d^{-1/2} \text{ by YOKOBORI et al.} \dots\dots\dots (10)$$

$$\sigma_w (\text{kgf/mm}^2) = \sigma'_{wo} + 0.48 d^{-1/2} \text{ by KLESNIL et al.} \dots\dots\dots (11)$$

なる関係式を与えている。さらにYSに対しては Table 2 中に表される関係をそれぞれ示しているのをこれを利用して細粒強化量  $\sigma_{gr}$  との関係として求めると

$$\sigma_w (\text{kgf/mm}^2) = \sigma'_{wo} + 0.53\sigma_{gr} \text{ by YOKOBORI et al.} \dots\dots\dots (12)$$

$$\sigma_w (\text{kgf/mm}^2) = \sigma'_{wo} + 0.25\sigma_{gr} \text{ by KLESNIL et al.} \dots\dots\dots (13)$$

なる式が与えられる。従つて細粒強化に対する係数は、0.13~0.53 の範囲で各研究により異なっている。これは用いた成分系および粒径の調整方法の相違等などによるものと考えられるが、本研究で求めた係数値 0.43 は従来示されていた範囲内の値となつている。

一方、固溶強化の影響に対しては GROZIER らの結果は係数 1.2~1.5 と非常に高い値を示している。交叉すべりを抑制するような固溶強化が疲れ限度の向上に有効に働くことは荒木<sup>4)</sup>の指摘するところである。しかしながら、疲れ限度の向上量がYSの増加量より上まわるといつたことは疲れ限度がYSを越えるといつた場合を生じ不都合と思われる。従つて、係数値としては1以下が適正であろうと考えられる。

さて、疲労き裂の発生は繰返し応力による表面への転位の移動・集積が原因となつている<sup>16)</sup>。既述した各強化機構の疲れ限度に対する寄与の順位は転位の移動の難易と対応していると考えられる。転位の移動の抑制に関しては固溶・析出強化が転位の移動そのものを固着ある

いはピンニング効果により防ぐのに対し、細粒強化やパーライトによる強化は移動してきた転位の障害物となることで転位の移動を妨げるという異なる働きを示す。すなわち、固溶・析出強化の方がより本質的な意味で転位の移動の抑制に有効に作用するわけで、このことが他強化因子に比べ疲労特性の向上に対し寄与の高い一因であると考えられる。さらに、疲労き裂が組織的に最も弱い部分から発生する<sup>15)</sup>という機構を考えると比較的マトリックスを均一に強化するものが疲労特性に対し有利であると推察される。前記強化因子が特性向上に有効であるのは一つにはこのような理由によると思われる。

一方、転位強化はセルの形成により転位の移動を阻害するが転位密度の上昇に伴い可動転位密度も増加すると考えられる。他強化因子と比べ転位強化が疲労特性の向上にそれほど有効に結びつかないのは疲れき裂の発生に結びつく可動転位の増加によると考えられる。

以上のことからフェライト・パーライト組織であつても固溶強化・析出強化を有効に利用すれば分散強化された焼入れ焼もどし材と同等程度の疲れ特性を付与し得るものであると考えられる。マイクロロイニングを基本とする非調質型機械構造用棒鋼は上述の観点から圧延ままで調質材と同等の良好な疲労特性を有しているといえる。

## 5. 結 言

低・中炭素鋼の範囲で V・Nb の添加の有無、Si・Mn 量の調整等種々の成分を有する鋼種を用い、静的強度と疲労特性の関連を強化機構に分類して検討した結果以下の結論を得た。

(1) 疲労特性は静的強度とは直接に関係づけられず本質的にはYSを構成する各強化機構により影響される。

(2) 疲れ限度  $\sigma_w$  はフェライト・パーライト組織において強化因子と次式で関係づけられる。

$$\sigma_w (\text{kgf/mm}^2) = 8.4 + 0.92\sigma_{ss} + 0.70\sigma_{ppt} + 0.53\sigma_{prlt} + 0.43\sigma_{gr} + 0.23\sigma_{dis}$$

ここで、 $\sigma_{ss}$  : 固溶強化量、 $\sigma_{ppt}$  : 析出強化量

$\sigma_{prlt}$  : パーライトによる強化量、 $\sigma_{gr}$  : 細粒強化量  
 $\sigma_{dis}$  : 転位強化量

(3) 固溶・析出強化の疲労特性への寄与は他強化因子に比べ比較的高い。疲れき裂発生の前段階は繰り返し応力による表面への転位の移動・集積であるが固溶・析出強化はこの転位の移動の抑制に対し有効に作用し、かつ比較的マトリックスを均一に強化することにより疲労特性向上に対する寄与が大きいものと考えられる。

(4) マイクロロイニングを基本とした非調質型機械構造用棒鋼は上述の観点から圧延ままのフェライト・パーライト組織において分散強化された調質材と同等の良好な疲労特性を有していると考えられる。

## 文 献

- 1) 阿部 隆, 三瓶 哲也, 大鈴 弘忠, 大内 千秋, 城戸 弘, 杉本 悟: 鉄と鋼, 68 (1982), S 472
- 2) 田代 晃一: 鉄鋼基礎共同研究会微量元素部会 V 研究会共同研究報告書 (1970 年 7 月) [日本鉄鋼協会]
- 3) 小林 光征, 山本 優, 宮川 大海: 日本機械学会論文集, 43 (1977), p. 2803
- 4) 荒木 透: 日本金属学会会報, 17 (1978), p. 711
- 5) J. D. GROZIER and J. H. BUCHER: Journal of Materials, 2 (1967), p. 393
- 6) 西島 敏: 金材技研疲れデータシート資料 1 (1981) [金属材料技術研究所]
- 7) F. B. PICKERING: Hardenability Concepts with Applications to Steel, ed. by D. V. DOANE (1978), p. 179 [AIME]
- 8) F. B. PICKERING: Micro-alloying '75, Proc. of Int. Conf. on HSLA Steels (1977) [Union Carbide Corp.]
- 9) T. GLADMAN, I. D. McIVOR and F. B. PICKERING: JISI, 210 (1972), p. 916
- 10) K. J. IRVINE: Strong Tough Structural Steels (1967), p. 1 [ISI]
- 11) U. F. COCKS: Phil. Mag., 13 (1966), p. 541
- 12) 金沢正午: 鉄鋼基礎共同研究会微量元素部会 Nb 分科会共同研究報告書 (1969 年 11 月) [日本鉄鋼協会]
- 13) M. KLESNIL, M. HOLZMAN, P. LUKÁŠ and P. RYŠ: JISI, 203 (1965), p. 47
- 14) 横堀 武夫: 材料強度学 (1974), p. 300 [岩波書店]
- 15) 国尾 武, 清水 真佐男, 榎本 雅己: 材料, 26 (1977), p. 901
- 16) 例えば, 幡中 憲治, 山田 敏郎: 材料, 25 (1976), p. 1143